



TITLE:

炭素繊維強化樹脂複合材料の層間
はく離疲労き裂伝ぱ挙動の破壊力
学的研究(Dissertation_全文)

AUTHOR(S):

北條, 正樹

CITATION:

北條, 正樹. 炭素繊維強化樹脂複合材料の層間はく離疲労き裂伝ぱ挙動
の破壊力学的研究. 京都大学, 1990, 工学博士

ISSUE DATE:

1990-05-23

URL:

<https://doi.org/10.14989/doctor.r7242>

RIGHT:

炭素繊維強化樹脂複合材料の層間はく離 疲労き裂伝ぱ挙動の破壊力学的研究

1989年12月

北 條 正 樹

炭素繊維強化樹脂複合材料の層間はく離
疲労き裂伝ぱ挙動の破壊力学的研究

1989年12月

北 條 正 樹

目 次

第 1 章 緒論	1
1・1 複合材料の歴史的概観	1
1・2 炭素繊維強化複合材料の構造材料への応用	1
1・3 炭素繊維強化複合材料の疲労破壊の特徴	8
1・4 複合材料への破壊力学の応用	14
1・5 環境の影響	17
1・6 樹脂の改良と靱性の向上	18
1・7 本論文の内容	19
第 2 章 下限界近傍モード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動の計算機制御 自動試験法の開発	31
2・1 緒言	31
2・2 試験片	32
2・2・1 材料	32
2・2・2 試験片および負荷治具	32
2・2・2・1 負荷治具の開発	32
2・2・2・2 負荷治具の取り付けおよび負荷方法	35
2・2・2・3 初期欠陥	37
2・3 破壊力学パラメータの計算	37
2・3・1 エネルギー解放率および応力拡大係数の算出	37
2・3・2 疲労荷重に対応する破壊力学パラメータ	41
2・3・3 破壊力学パラメータ算出に及ぼす幾何学的非線形効果	42
2・4 疲労試験システム	49
2・5 き裂長さ測定	50

2・5・1	顕微鏡による測定	50
2・5・2	コンプライアンス法による自動測定	50
2・5・3	荷重－変位関係の非線形性の影響	53
2・6	荷重減少試験条件の確率	55
2・6・1	荷重減少の手法	55
2・6・2	試験機の制御	56
2・6・3	荷重減少速度の限界値の測定	59
2・7	結言	67
第3章	エキポシ樹脂をマトリックスとする積層板のモードⅠ層間	
	はく離疲労き裂伝ば挙動	71
3・1	緒言	71
3・2	実験方法	72
3・2・1	材料および試験片	72
3・2・2	疲労試験	73
3・3	結果および考察	75
3・3・1	応力比の影響	75
3・3・2	顕微鏡観察	85
3・3・3	疲労き裂伝ばの支配力学パラメータの検討	89
3・4	結言	95
第4章	エキポシ樹脂をマトリックスとする積層板のモードⅠ層間	
	はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響	99
4・1	緒言	99
4・2	実験方法	100
4・2・1	材料および試験片	100

4・2・2	疲労試験	-----	101
4・2・3	吸水試験	-----	104
4・2・4	水環境での試験片の準備	-----	106
4・3	結果および考察	-----	107
4・3・1	支配パラメータの決定	-----	107
4・3・2	予備浸漬後の23℃水中でのき裂伝ば挙動	-----	108
4・3・3	予備浸漬後の水分の拡散	-----	112
4・3・4	予備浸漬後の50℃水中でのき裂伝ば挙動	-----	114
4・3・5	長期間の水中浸漬の影響	-----	116
4・3・6	水環境の影響の機構	-----	116
4・4	結言	-----	126
付録	き裂伝ば挙動のエネルギー解放率範囲による整理	-----	126

第5章 熱可塑性樹脂PEEKをマトリックスとする積層板の

	モードⅠ層間はく離き裂伝ば挙動	-----	135
5・1	緒言	-----	135
5・2	実験方法	-----	137
5・2・1	材料および試験片	-----	137
5・2・2	破壊力学パラメータの評価	-----	138
5・2・3	疲労試験	-----	140
5・3	結果および考察	-----	140
5・3・1	応力比の影響	-----	140
5・3・2	支配力学パラメータの検討	-----	142
5・3・3	疲労き裂伝ば抵抗のエキポシ系との比較	-----	146
5・3・4	破面観察	-----	149
5・4	結言	-----	151

第6章	熱可塑性樹脂 PEEK をマトリックスとする積層板のモード I	
	層間はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響	155
6・1	緒言	155
6・2	実験方法	155
6・2・1	材料および試験片	155
6・2・2	試験手法	156
6・2・3	水中疲労試験装置	157
6・2・4	吸水試験および水環境での試験片の準備	157
6・3	結果および考察	161
6・3・1	支配力学パラメータの決定	161
6・3・2	短期間の水環境の影響	163
6・3・3	長期間の水環境の影響	166
6・3・4	エキボシ系との水環境の影響の比較	168
6・3・5	繰り返し速度依存性	168
6・3・6	破面観察	174
6・4	結言	179
付録	き裂伝ば挙動のエネルギー解放率範囲による整理	179
第7章	C L S 試験片のエネルギー解放率の非線形解析	189
7・1	緒言	189
7・2	C L S 試験片	190
7・3	エネルギー解放率	190
7・4	はりの解析	193
7・5	モード I, モード II 成分の算出	203
7・6	結言	206

第8章	混合モードでのエキポシ樹脂をマトリックスとする	
	積層板の疲労き裂伝ば挙動	211
8・1	緒言	211
8・2	実験方法	212
8・2・1	材料および試験片	212
8・2・2	破壊力学パラメータの評価	215
8・2・3	疲労試験	217
8・3	結果および考察	219
8・3・1	応力比の影響	219
8・3・2	モードⅠの結果との比較	222
8・3・3	き裂および破面観察	227
8・3・4	応力比依存性の検討	231
8・4	結言	233
第9章	結論	237
	関連発表文献	245
	謝辞	249

第 1 章 緒 論

1・1 複合材料の歴史的概観

21世紀は複合材料の時代といわれ、新素材としての複合材料への期待は大きい。しかし、この材料を複合化するという考え方は新しいものではなく、例えば古代エジプトの日干しれんがは人類が最初に作った複合材料としてよく引き合いに出される[1]。ここでは、ナイル川の粘土に切りわらを入れ、壁材としての強度を保った。日本の歴史を振り返ってみても、例えば古都奈良は複合材料の歴史の宝庫である。古寺の築土塼は、壁土と瓦を組み合わせた構造になっており、この壁土には木の小枝等が混ぜられている。仏像の材質や技法には現在の複合材料の成形法に非常に似たものが使われており、驚かされる。唐招提寺金堂本尊の盧舎那仏坐像（国宝、天平時代）は、脱活乾漆造といって、土で原型を作りこの上に漆を浸した麻の布を積層し、乾燥後中の土を取り除く手法で作られており[2]、これは麻の布をガラス繊維の織物、漆をポリエステルやエポキシ樹脂に置き換えれば、現在の強化プラスチックのハンドレイアップ成形法とほとんど同じである[3]。同じ技法で作られた仏像は、東大寺三月堂の不空羂索観音像、梵天、帝釈天像（国宝、天平時代）にも見られる。さらに、自然界の材料でも木、竹等の植物、我々の人体の多くの組織は非常に優秀な複合材料およびその構造となっている[3]。

現在では、炭素繊維やガラス繊維に代表される、強度および弾性率の非常に優れた強化材が開発され、これらの強化材と樹脂、金属等を組合せ、種々の複合材料が開発されている。身の回りのものを見ても、ユニットバス、駅のベンチ、水槽、航空機や鉄道車両の内装等、かなり繊維強化プラスチックが増えてきている。ただし構造材料、強度部材としての応用は、極めて限られた分野に留まっており、依然鉄鋼材料を主とした金属材料の全盛時代が続いているようである。

1・2 炭素繊維強化複合材料の構造材料への応用

複合材料というのはきわめて広い意味をもつ言葉であるが、マトリックスによ

って樹脂系，金属系，セラミックス系に大別される．樹脂系複合材料（P M C : Polymer matrix composites）の中で，繊維を強化材とする場合は繊維強化プラスチック（F R P : Fiber reinforced plastics）と呼ばれる．構造部材への応用の観点からは，種々の強化繊維の中で炭素繊維（C F : Carbon fiber）がその強度，剛性から一番期待されている．本論文では炭素繊維を強化材とする炭素繊維強化樹脂複合材料あるいは炭素繊維強化プラスチック（C F R P : Carbon fiber reinforced plastics）を対象とした．ところで，たとえば87年の我が国の炭素繊維の市場のうち，63%はスポーツ関連用品であり，航空宇宙分野が2%，残りが一般産業分野である．世界的に見ても47%が航空宇宙分野，39%がスポーツ関連用品，一般産業用その他が14%となっている[4]．一般産業分野には，短繊維として用いられるものもかなり含まれ，C F R Pの連続繊維としての一般機械構造物への利用はあまりなされていない．すなわち，構造材料としては炭素繊維は，必ずしも大きな市場でない航空宇宙分野にしか用いられていないといっても良いくらいである．この理由としては，強度および剛性のみで比較すれば，C F R Pの特性が，設計者にとって必ずしも魅力的でない点が考えられる[5]．

Fig. 1-1 には，代表的なC F R P（T300/Epoxy）の一方向強化（U D : Uni-directional）積層板の繊維方向，繊維に直角な方向，および疑似等方積層板（ $(0/\pm 45/90)_s$ ）の応力-ひずみ線図を航空機材料等に用いられる金属材料の特性と比較して示した[6]．C F R PはU D材の繊維方向の強度が1.5～3 GPa（より高強度の繊維を用いた場合）と従来の材料では実現しにくい強度をもつが，破断伸びが1～2%と比較対象となる金属と比べ1けた以上小さく，破壊が極めて脆性的であり，これらの点が靱性を要求される構造物にとり特に問題である．

上述の極めて脆性的であるということを考慮に入れると，繊維強化複合材料の利点は，単位重量当りの強度および弾性率（比強度および比弾性率）を考えないと現れない．したがって，輸送機器を中心に応用が検討されている．歴史の古いガラス繊維強化プラスチック（G F R P : Glass fiber reinforced plastics）は，小型船の船体，自動車の板ばね等の構造部材に用いられている．一番の応用分野は航空宇宙産業である．この分野での複合材料の利用は，第2次世界大戦中

にアメリカがガソリントankに使ったのが最初である[3]。 現在世界中を飛んでいるB747機（いわゆるジャンボ機）は、機体表面の28%がGFRPである[7]。しかし、GFRPは弾性率が低いため利用は2次構造物に限られ、その強度特性を十分利用する形となっていなかった。

1960年代になって、ボロン繊維（BF：Boron fiber）、炭素繊維（CF：Carbon fiber）、70年代になって芳香族ポリアミド繊維（アラミド繊維、AF：Aramid fiber）等が開発され、これらの複合材料を従来のGFRPと区別して

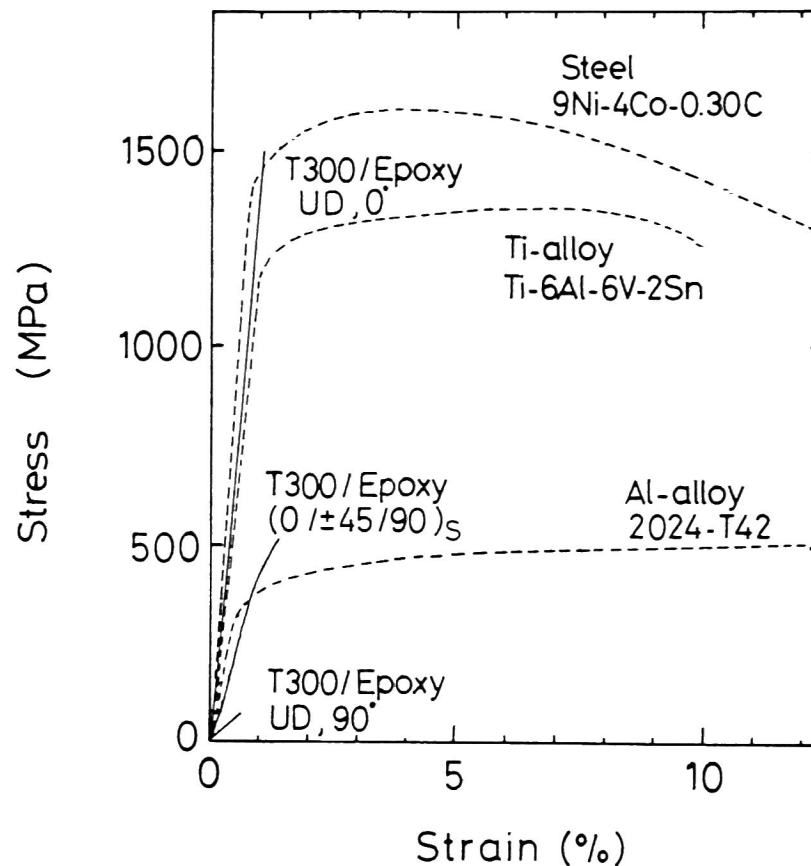


Fig. 1-1. Comparison of stress-strain relation between CF/epoxy laminate and metallic materials.
UD=Unidirectional.
0°, 90°=Direction of loading.

先進複合材料（A C M : Advanced composite materials）と呼ばれている。この中で、炭素繊維は高強度タイプでは強度が3～5 GPa、高弾性率タイプでは弾性率が400～500 GPaと特性に優れるため、応用が一番進んでおり、C F R Pは、航空機の1次構造物として利用されてきている。もちろん、この分野の常として、当初は軍用機に用いられたが、1975年にはアメリカのN A S A（National Aeronautics and Space Administration）により民間旅客機の燃費を1/2にすることを目的として航空機エネルギー効率化計画（Aircraft energy efficiency program）が10年間にわたり実施された[7]。このプロジェクトではL-1011, B737, DC-10といった大形旅客機の水平、垂直尾翼が試作され（Fig. 1-2 参照）、実機の長期耐久試験が行われた[8]。民間機分野での複合材料の本格的な1次構造物への利用は、ヨーロッパが一步進んでいる。ヨーロッパの主要国が共同参

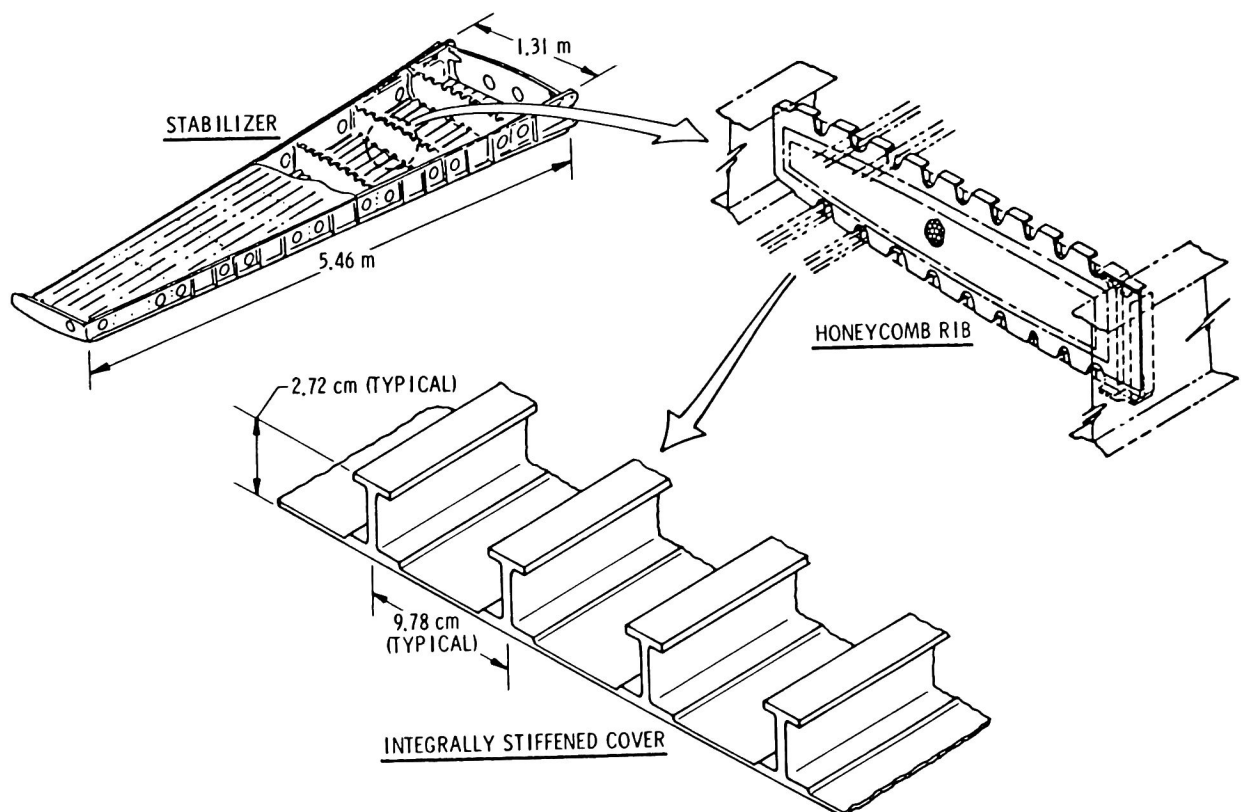


Fig. 1-2. Construction details of Model 737 composite horizontal stabilizer.

A320 composite structures

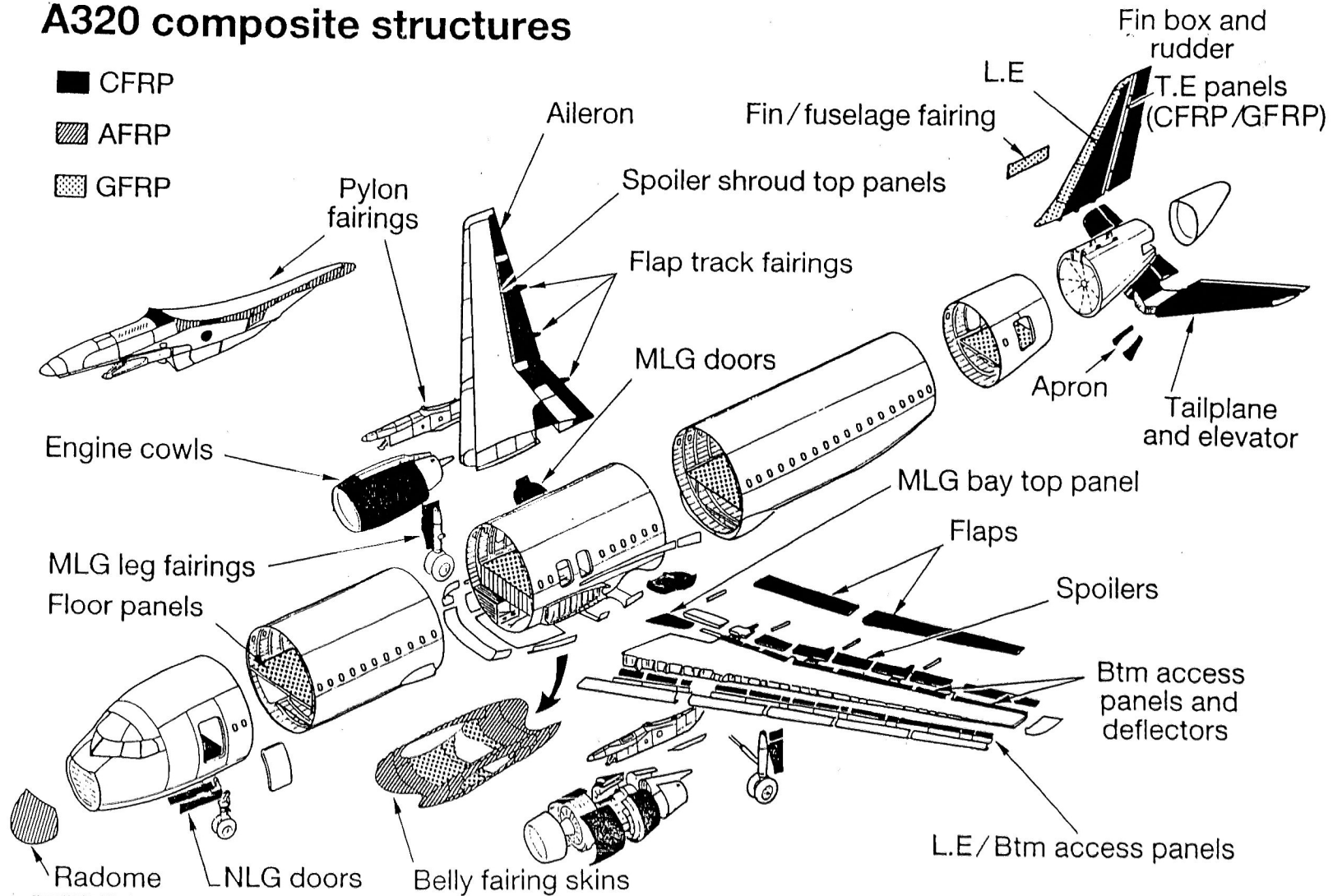


Fig. 1-3. Application of composite structures in Airbus A320 planes.
 MLG=Main landing gear. NLG=Nose landing gear.
 L.E=Leading edge. T.E=Trailing edge. Btm=Bottom.

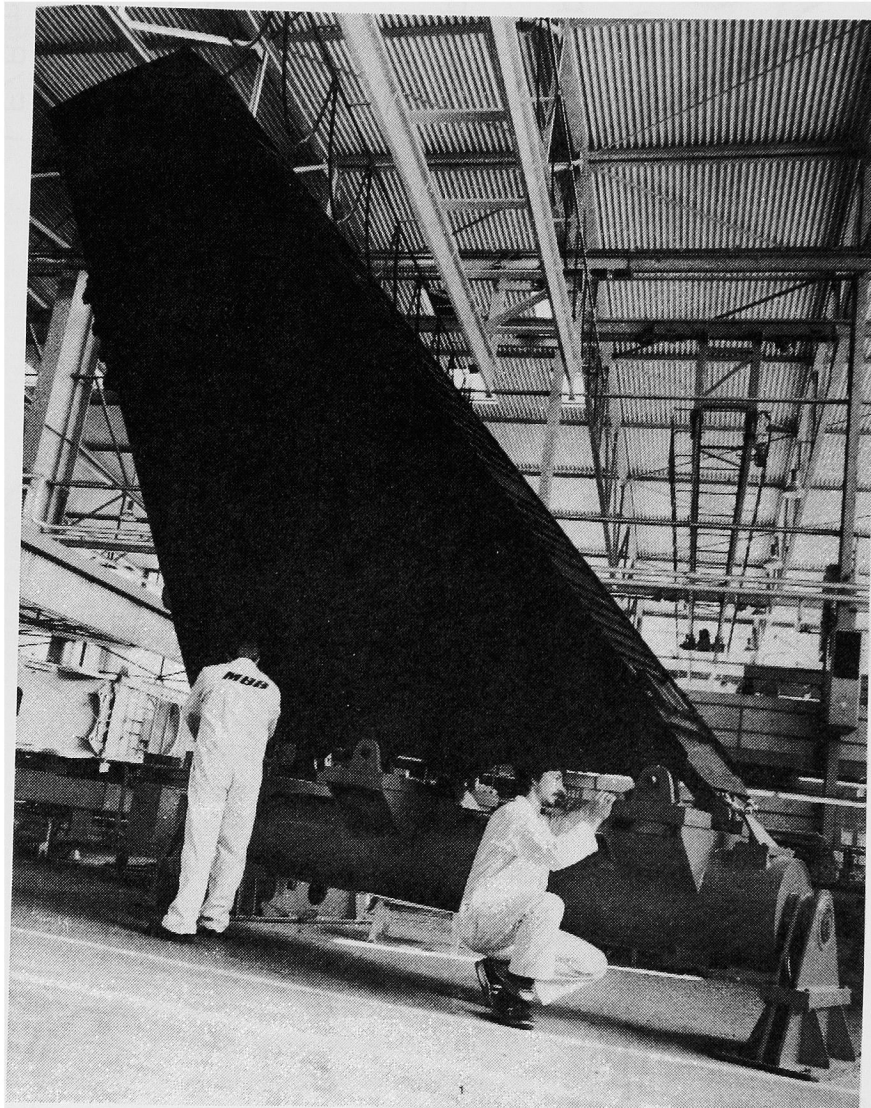


Fig. 1-4. Composite vertical stabilizer in Airbus A300
A310, and A320 series planes.

加しているエアバスインダストリは、A300-600（1983年）、A310-300（1985年）で初めて垂直尾翼をCFRP化した。1987年に初飛行し、日本でも全日空が近く導入するA320では垂直、水平尾翼をCFRP化し、構造重量に占める複合材料の割合は15%以上にも達している[9]。A320の複合材料の使用箇所をFig. 1-3 に、Figs. 1-4, 1-5 には尾翼およびその積層構造の一部を示す[10,11]。なお、これらのCFRPのマトリックスとしてはいずれもエポキシ樹脂が用いられている。

ところで、この炭素繊維は工業技術院大阪工業技術試験所の特許を基に東レが初めて量産化し、日本が開発のリード国であるとともに、生産能力でも世界の約50%をしめている。開発国として、強度評価、試験法標準化等、日本の果たすべき責任も非常に重い。

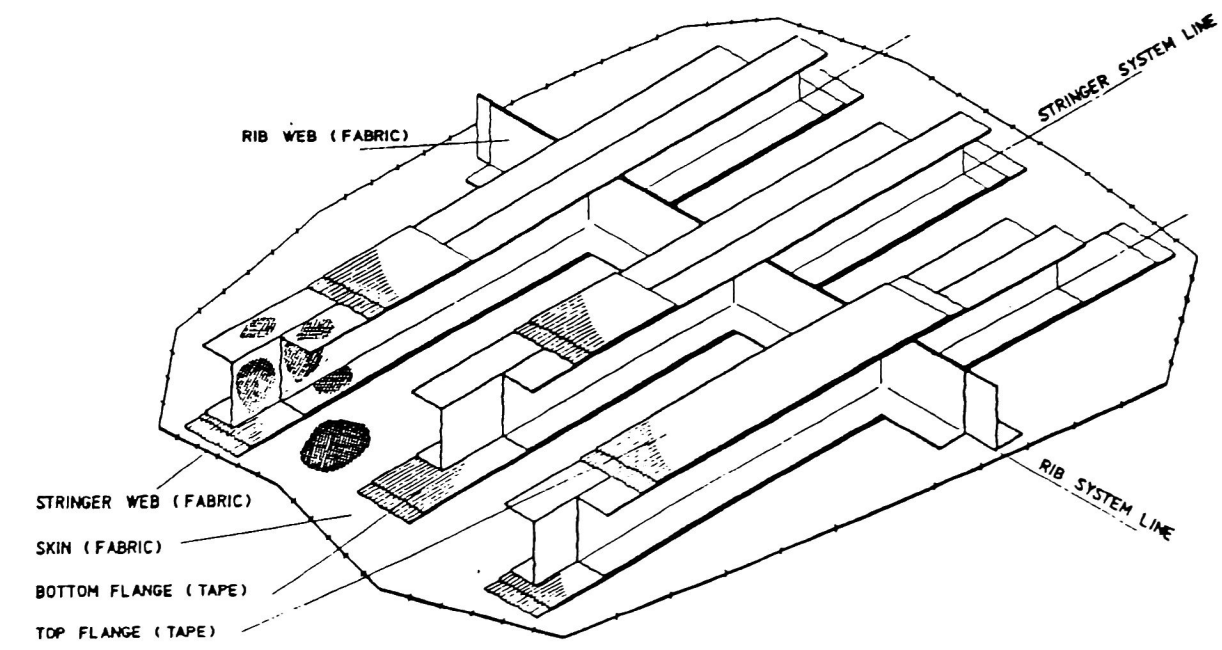


Fig. 1-5. Construction details of Airbus A320 composite vertical stabilizer.

1・3 炭素繊維複合材料の疲労破壊の特徴

従来の金属等の等方性材料の疲労破壊挙動と比較して、CFRPの疲労破壊挙動は、その破壊の進行形態が大きく異なっている。一方向強化CFRP積層板の引張－引張疲労試験による破壊の様相を、Fig. 1－6 に示す。図のように破壊は繊維に沿った縦割れであり、破片はマッチ棒のように細かくばらばらとなっている。また、積層構成が $(\pm 45/0/90)_2s$ の疑似等方積層板の引張－引張疲労試験の破壊挙動をFig. 1－7 に示す。まず(a)のように内側の $(0/90)$ 界面の破壊が進行し、その後 $(90/45)$ 界面にもはく離が発生して積層板が数枚の層に分離した後、(b)のように引張破壊する。この破壊モードの基本的な模式図をFig. 1－8 に示す。これ以外にも衝撃を受けた場合、円孔を持つ場合に層間の破壊、又は層内の繊維に沿った破壊が主要な破壊モードになる[12,13]。すなわち、巨視的な破壊モードとして一般の均質材料の引張、圧縮、せん断といった破壊モードの他に、積層板では層間はく離(Delamination)が加わる[14-16]。特に衝撃を受けて層間はく離が発生した後に圧縮荷重を受けると、Fig. 1－9 に示したような変形モードとなり、圧縮強度が著しく低下するため、衝撃後圧縮(CAI: Compression after impact)試験として、航空機の構造材料の選定の重要な指標にまでなっている[17]。

このような破壊モードになる原因として、①一方向強化材あるいは積層板の構成要素である単層板の強度に極端な異方性のあること、②積層板に面内荷重を負荷した場合に、各層の弾性異方性の違いによって自由縁近傍に面外の層間応力(Interlaminar stress)が発生することの2つの主要要因をあげることができる。Tables 1－1～1－3 に現在用いられている炭素繊維、マトリックスに使われるエポキシ樹脂、およびこれらを組み合わせたCFRP一方向積層板の力学的性質の一例を示す[18]。Table 1－1の炭素繊維は高強度タイプと呼ばれるものの一例で、現在一般に用いられているのが3 GPaの繊維で、近年開発された4～5 GPaの繊維は今後構造物への応用が期待されている。破断のびは2%以下と小さい。Table 1－2のエポキシにつき、121℃硬化のものは汎用であり、構造物には177℃硬化のものが主に用いられる。いずれも繊維同様に破断のびが小さ

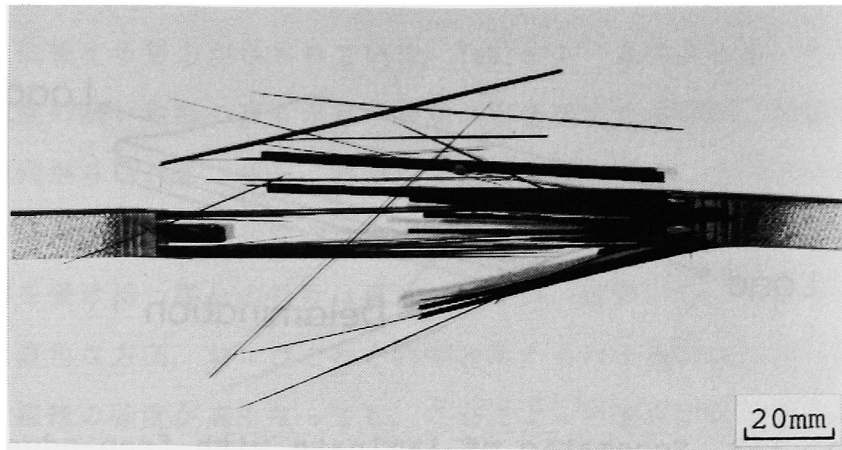
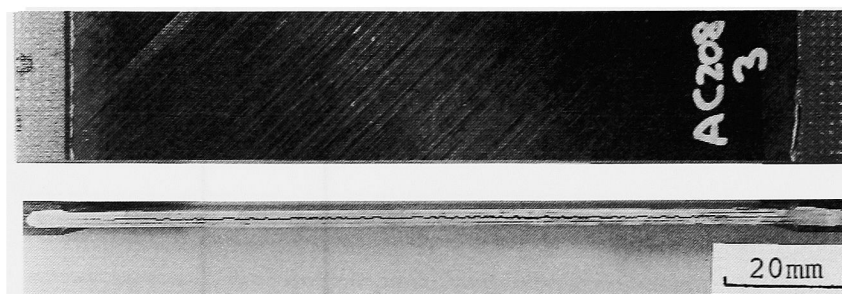


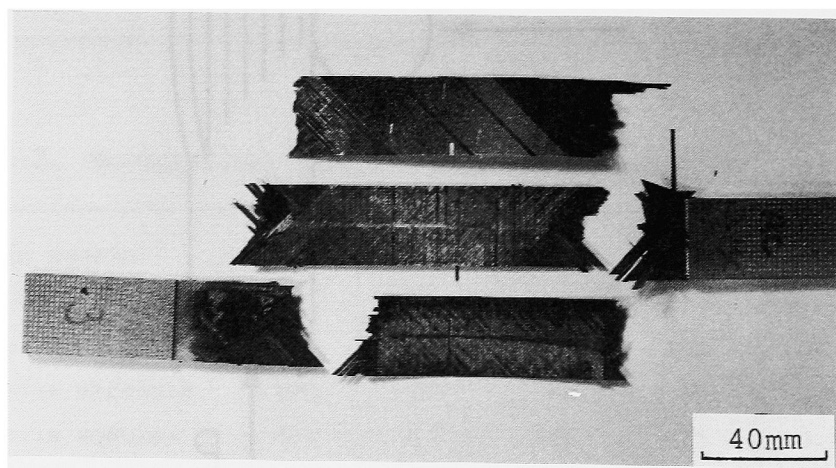
Fig. 1-6. Fracture behavior of T800/3631 unidirectional laminates under fatigue loading.



Front view

Side view

(a) Onset of delamination.



(b) Final fracture.

Fig. 1-7. Fracture behavior of T400/polyimide $(+45/0/90)_2S$ laminates under fatigue loading.

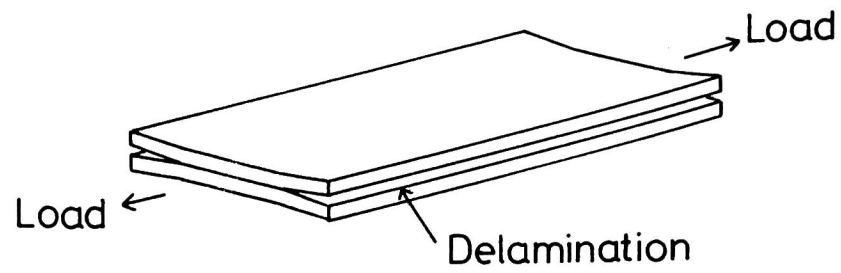


Fig. 1-8. Schematic of laminate with free-edge delaminations subjected to tensile load (Edge delamination tension).

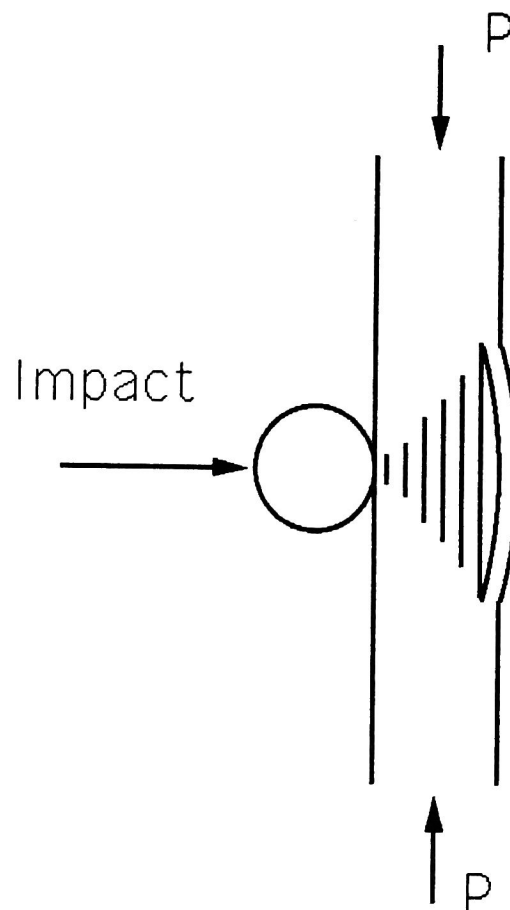


Fig. 1-9. Schematic of deformation in compression after impact test.

く、これを改善する努力がなされている。Table 1-3 のように、CFRP にした場合、靱性の高い樹脂のほうが 0° 方向の引張強度は高いが、圧縮強度は逆に低くなる傾向がみられる。また、各特性を比較すると、 0° 方向と比較して 90° 方向およびせん断の強度、弾性率はいずれも $1/10$ 以下である。すなわち、繊維が主に荷重を受け持つ場合の特性は優れているが、樹脂が主に荷重を受け持つ層内の繊維に直角な方向、およびこれと同等と考えられる層間の強度は著しく低い。また、炭素繊維の強度が高くなっても、これによって強度が向上するのは積層板では 0° 方向の引張強度のみであり、強度異方性はさらに顕著になる傾向にある。

古典積層理論では、一様な面内荷重を受ける積層板のひずみは一様と取り扱われてきた。しかし Pipes and Pagano[19] は、実際の積層板では、特に自由縁近傍で特異性を持つとともに複雑な 3 次元応力場となり、層間応力が発生することを

Table 1-1. Mechanical properties of carbon fibers.

Carbon fiber		T300	T400	T800
Tensile strength	MPa	3630	4640	5580
Tensile modulus	GPa	238	250	295
Ultimate elongation	%	1.50	1.80	1.85

Table 1-2. Mechanical properties of cured neat resins.

Resin system		#2500	#3601	#3620	#3630
Cure Temperature	$^\circ\text{C}$	121	177	177	177
Tensile strength	MPa	90	65	90	100
Tensile modulus	GPa	3.7	3.8	3.5	3.5
Ultimate elongation	%	4.0	2.1	4.3	6.0
Toughness		medium	brittle	tough	tough

解析した。また、積層順序の違いによる実験的な強度の差を、層間応力の違いから説明した[20]。Fig. 1-10 に (+45/-45)_s 積層板に x 軸方向の単軸荷重をかけた場合の、(+45/-45) 積層界面での層間応力の有限要素法による解析例を示す[19]。層間応力は自由縁 ($y/b = 1$) 近傍で特異性を持ち非常に大きな値となる。したがって、前述の強度異方性を考慮すれば、層間はく離の発生は容易に理解できる。また、このような破壊モードが発生することは、強化材の繊維強度を十分利用できていないことになり、複合材料の設計という立場からもきわめて重要な問題を含んでいる。

Table 1-3. Mechanical properties of carbon fiber composite materials.

Carbon fiber Matrix resin		T300		T400		T800
		#3601	#3620	#3601	#3620	#3630
0° Tensile strength	MPa	1630	1770	2290	2490	3060
Tensile modulus	GPa	136	128	138	142	167
Ultimate strain	%	1.17	1.26	1.48	1.72	1.59
Poisson's ratio	-	0.35	-	0.32	0.34	0.34
Fiber content	%vol	60	60	59	58	60
90° Tensile strength	MPa	60	53	80	80	84
Tensile modulus	GPa	9.0	9.1	8.8	8.6	9.0
Ultimate strain	%	0.67	0.61	1.00	1.00	1.08
Fiber content	%vol	60	66	57	59	62
0° Compressive strength	MPa	1490	1360	1760	1680	1600
Compressive modulus	GPa	125	125	123	130	146
Ultimate strain	%	1.34	1.10	-	-	1.24
Fiber content	%vol	64	60	58	60	62
90° Compressive strength	MPa	280	-	327	306	248
Compressive modulus	GPa	10.0	-	9.9	8.7	10.5
Ultimate strain	%	-	-	-	-	4.4
Fiber content	%vol	60	-	60	60	62
0° Interlaminar shear strength	MPa	122	123	129	118	114
Fiber content	%vol	60	66	60	60	60
Inplane shear strength	MPa	93	126	96	112	98
shear modulus	GPa	-	4.3	5.0	4.5	5.0
Fiber content	%vol	60	62	59	61	62

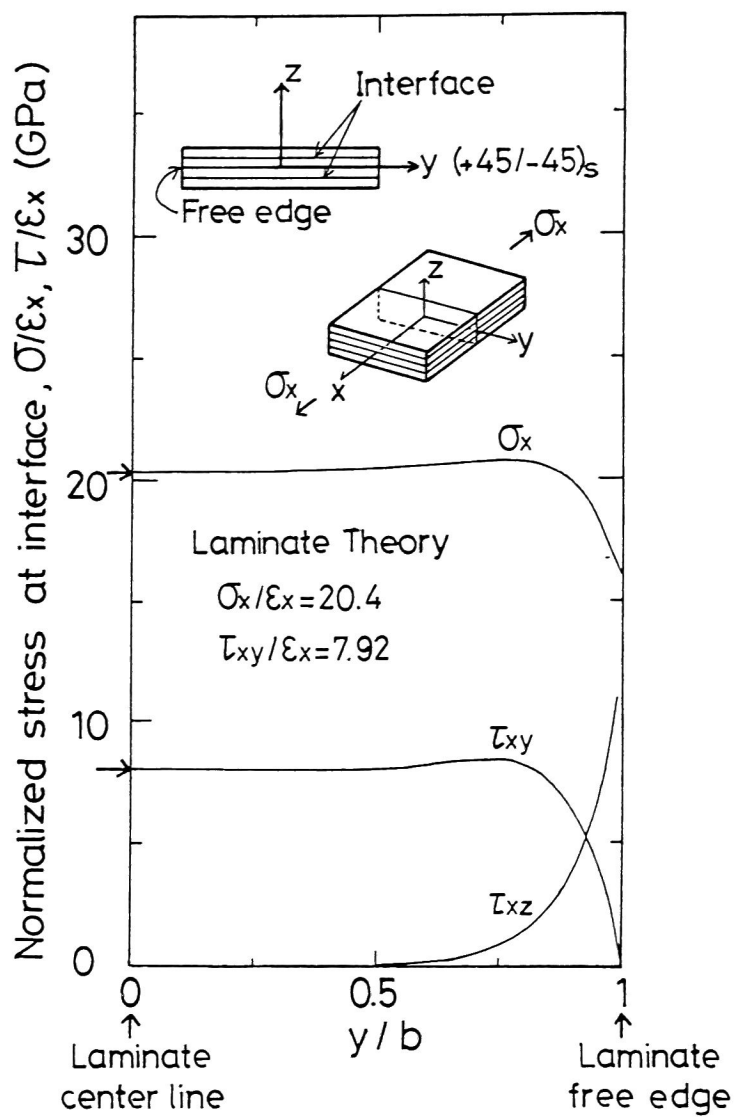


Fig. 1-10. Stress distribution at the interface $z=h_0$.
Width: $2b=16h_0$. Thickness: $t=4h_0$.

1・4 複合材料への破壊力学の応用

層間はく離はき裂として取り扱うことができ、CFRP積層板の強度評価にも破壊力学が適用可能であることを示している。金属材料では一般に巨視的なき裂伝ばはモードⅠであるが、上述の層間はく離は積層構成、負荷状態により、モードⅠ、Ⅱ、Ⅲの混合モードとなり、破壊力学的な取り扱いがさらに複雑である。Fig. 1-9のCAIではモードⅡ成分が支配的であり[21]、Fig. 1-8の端面はく離(EDT: Edge delamination tension)試験でも、積層構成によってモードⅠ、モードⅡの成分比は大きく変化する[22]。したがって、複合材料積層板では、モードⅠだけでなく、モードⅡ、モードⅢおよびそれらの混合モードでの破壊のCriteionを求めることが極めて重要である。

複合材料の破壊力学的取扱については、1975年9月にASTM (American Society for Testing and Materials) のD-30委員会が主催して複合材料の破壊力学に関するシンポジウムが開かれている[23]。しかし、このときは、前節で述べた層間はく離のことは話題にならず、積層板に存在する板厚方向に貫通するき裂に関する応力解析、強度の問題が主に取り扱われていた。しかし80年代に入り、破壊力学に対する認識は変化する。1980年に開かれた第3回国際複合材料会議(ICCM3)でフランスのde Charentenayら[24]が初めてDCB (Double cantilever beam)試験片を用いてGFRPのモードⅠ層間破壊靱性の評価を行った。また、同年に開催された複合材料の損傷に関するASTMのシンポジウム(E-7, E-9委員会主催)では、NASAのO'BrienがEDT試験(Fig. 1-8 参照)によって、積層板の引張による自由縁からのはく離の進展を破壊力学的に解析し、積層構成、積層枚数によるはく離発生ひずみの違いをエネルギー解放率で表した層間の破壊靱性値で説明することに成功した[25]。さらに、WilkinsらはDCB試験片、CLS (Cracked lap shear) 試験片を用い、モードⅠおよびモードⅠとⅡの混合モードでの層間破壊靱性値の評価を行った[26]。1981年にNASAで開かれたWorkshopをもとに翌年にはNASA Reference Publication 1092が出版され、CAI試験、EDT試験、DCB試験、有孔板の引張および圧縮試験法の標準化が図られた[17]。これらの試験法は、CFR

Pを構造物として用いる場合の材料の靱性を評価する方法として、これ以後、材料開発および評価の立場から注目を集めるようになった。ただし、我が国での層間はく離に対する破壊力学的な取り組みの開始は遅く、1985年になってようやくモードIの疲労き裂伝ぱおよび破壊靱性試験についての口頭発表がなされている[27-29]。

従来、構造物の主要な部分には、必ずと言っていいほど金属材料が使われてきた。この金属材料の疲労強度の研究は19世紀前半にさかのぼり、現在までに広い分野にわたって各種の特性が明らかにされてきている[30]。それでもなお、疲労が原因の大事故が発生する。これからCFRPが大幅に利用されようとしている航空機構造に限定しても、世界初のジェット旅客機コメットI型の1954年の連続事故[31]、1985年の日航B747型機の事故が発生しており[32]、これらは飛行時の与圧の繰り返しによって機体に疲労き裂が進展し、破壊に至ったのが原因であった。また、一般には余り知られていないが、軍用機の分野でもアメリカのF-111、スウェーデンのSAAB37等が、主翼取り付け部からのき裂発生による墜落事故という根本的な構造破壊事故を起こしている。このうち、1969年に発生したF-111の事故が契機となって、航空機の設計に損傷許容設計が導入され、すでにB767といった最近の民間機にも適用されている[33]。

この損傷許容設計では、疲労き裂伝ぱ特性をもとに、設定した検査間隔の間には初期欠陥が破壊の限界寸法にまで進展しないように構造が設計される。また、実際の運用においても、同様の考え方で検査、修理が行われる。Fig. 1-11に金属材料での代表的な疲労き裂伝ぱ特性を示す。一般に、中伝ぱ速度領域ではき裂伝ぱ速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の間にべき乗の関係が成立し、低伝ぱ速度領域では伝ぱの下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} が存在する[34]。この伝ぱの下限界はき裂が存在しても進展しない限界を与え、特に重要である。さらに、き裂が成長する場合でも下限界近傍の領域が寿命のかなりの部分を占めるため、この領域での評価が大切である。 ΔK_{th} が大きいほど、また、べき指数 m が小さいほど、き裂伝ぱ抵抗が大きく、損傷許容性の観点から優れた材料となる。

複合材料の疲労き裂伝ぱ特性の研究は、GFRPについては国内でも以前から

行われており、鈴木、岩本らがGF短繊維強化ナイロン、PMMA、GFマット強化ポリエステルについてモードIのき裂伝ば挙動に及ぼす繊維含有率の影響、き裂先端の破壊領域等について検討を加えている[35-37]。また、網島らは、GFRP織物材のき裂伝ば挙動を扱っている[38]。CFRPの疲労荷重下での層間はく離進展の破壊力学的検討については、NASAのRP1092はモードIの静的な破壊靱性試験のみを規定したものであったが[17]、破壊靱性試験の取り組みの初期から上述のO'Brien[25]やWilkinsら[26]が取り上げている。しかし、これらの研究で取り扱われた領域は、き裂伝ば速度の速い領域のみで、損傷許容評価の立場から重要な伝ば速度が 10^{-9} m/cycle以下の低伝ば速度領域の検討は行われていない。Bathiasら[39]は対象とした材料がGFRPであるが、DCB試験片を用いて、初めて低伝ば速度領域の層間はく離き裂伝ば試験を行った。また、Gustafsonら[40]は、種々の形状の試験片を用い、モードI、モードIIおよびその混合モードでの層間はく離疲労き裂き裂伝ばの下限界値を求めた。ただし、こ

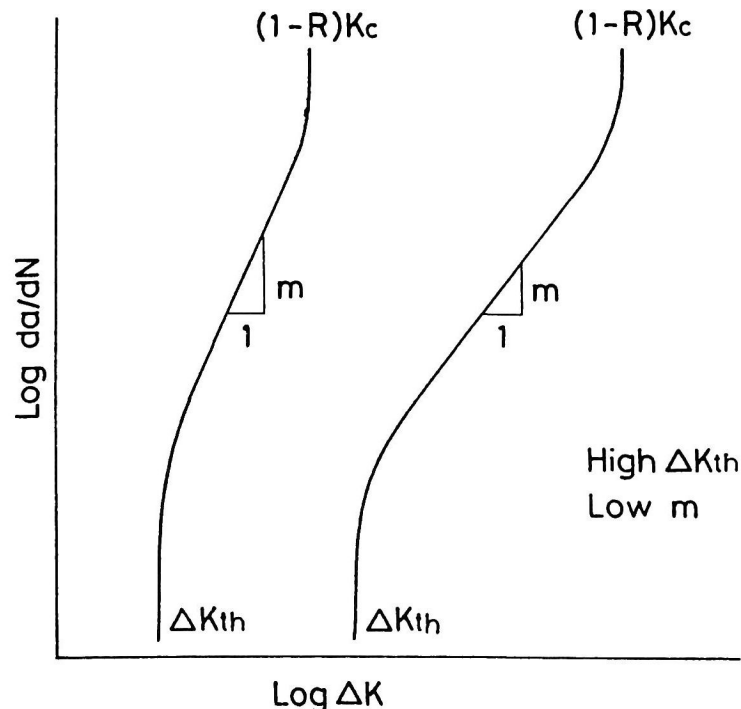


Fig. 1-11. Schematic of variation of crack growth rate with stress intensity range in metallic materials.

これらの試験では、荷重漸減条件等の試験法の確立はなされておらず、き裂伝ばの測定も低倍の読み取り顕微鏡によっており、下限界近傍の試験としては十分なものではなかった。その後、疲労き裂伝ばについてはBathiasら[41]、Russell and Street[42]、de Charentenayら[43]と研究は続くが、複合材料の主要な国際会議でも散発的に1～2件発表がある程度で、金属材料のように系統的な、また、破壊の機構を検討するような試みはほとんどなされていない。1988年になって、ようやくASTMがD30委員会、破壊靱性に続き疲労き裂進展特性の規格化の検討を開始したが、一定量のき裂進展に要する繰返し数をS-N線図的にとる手法がとられ、破壊力学的に十分な検討がなされているわけではない[44]。現実にはCFRPを1次構造に使用した航空機はすでに使用され、今後の検査、修理法確立の必要性も指摘されており[45]、疲労き裂伝ば研究について残された課題は大きい。

1・5 環境の影響

現在、構造用CFRPのマトリックスとしては、エポキシ樹脂が用いられている。このエポキシ樹脂が水分を吸収するため、CFRPも1～2%水分を吸収する[46]。エポキシ樹脂は吸水によってガラス転移温度が低下する等の変化を生じるほか[47]、き裂の発生も報告されている[48]。また、CFとエポキシの界面の劣化も指摘されている[49]。CFRPの力学特性についても、もともと引張強度より弱い圧縮強度が、吸水によりさらに劣化することが問題となっている[50]。80℃程度で吸水させた材料の同じ温度での力学特性は、Hot-wetでの力学特性と呼ばれ、特にHot-wetでの圧縮強度は航空機材料選定の指標の1つになっている[6]。しかし、疲労特性に及ぼす水環境の影響の報告はあまりなされておらず、かつ、前述のように一般の疲労破壊が複数の機構によって起こるため、その結果複雑になり、強度の上昇[51]、低下[52]の両方の報告がなされている。破壊力学特性についても、de Charentenayら[53]、Russell and Street[54]が水分吸収による層間の破壊靱性値の上昇を報告しているが、その機構は十分明らかにしていない。また、層間の疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響の報告はなされ

ていない。

1・6 樹脂の改良と靱性の向上

前述のようにCFRPはすでに航空機構造等に用いられている材料であるが、その素材、特にマトリックスである樹脂は現在でも急速に改良が進められている状況にあり、評価法の開発に際しては今後の動向を見極め、将来開発、利用される新しい繊維／樹脂のシステムに対しても対応可能な方法を開発することが大切である。現在航空機のCFRPには、いわゆる第1世代のエポキシ樹脂（例えばTGDDM-DDS, Fig. 1-12 参照）が用いられており、その靱性はきわめて低い。樹脂の破断伸びはTable 1-2のように2～6％にすぎない。樹脂の破壊靱性値

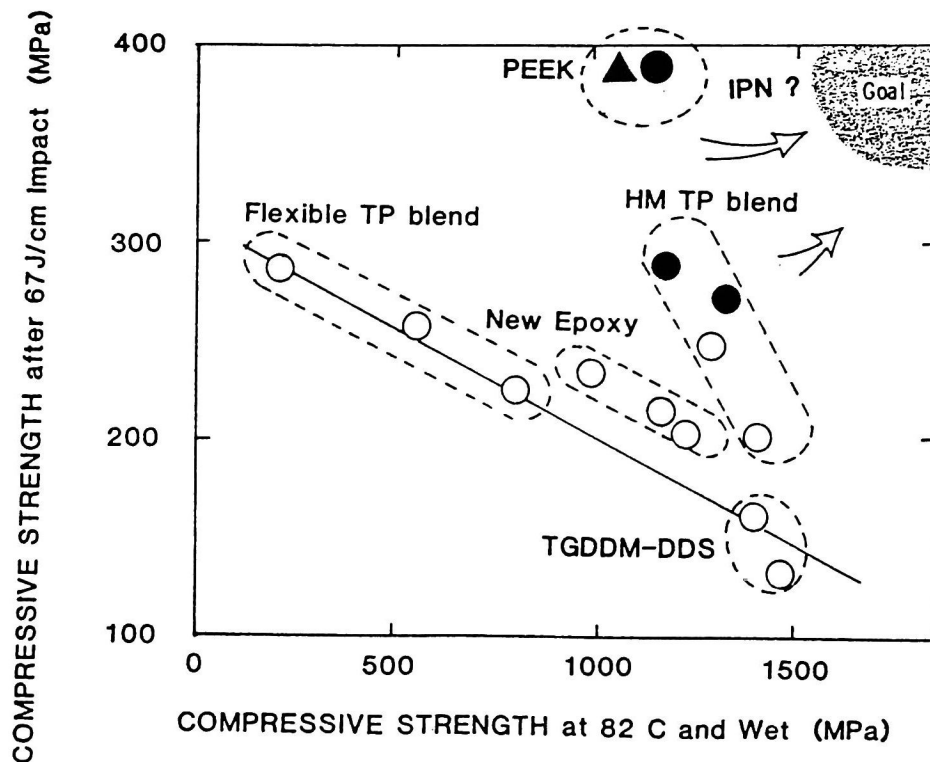


Fig. 1-12. Relation between compressive strength after impact and hot-wet compressive strength.
 HM=High modulus. TP=Thermoplastic.
 IPN=Interpenetrating polymer network.
 TGDDM-DDS=Tetraglycidyl diamine diphenylmethane
 -Diaminodiphenylsulfone.

がエネルギー解放率で表して50~150N/m[55], CFRPのモードIの層間はく離破壊靱性値がエネルギー解放率 G_{Ic} で表して80~250 N/m (応力拡大係数 K_{Ic} で表して1~2 MPam^{1/2})と, アルミニウム合金 (2024-T3)の破壊靱性値 $K_{Ic}=34$ MPam^{1/2}[56, 57]と比較しても応力拡大係数で1けた以上低い値となっている。また, 衝撃後圧縮(CAI)試験の強度が150 MPa程度と非常に低い値となっている[58]。そのため, 樹脂の高靱性化が開発課題である。Fig. 1-12に示すようにゴムを添加して単純に樹脂の破断伸び等を高くするだけでは, 靱性は向上するが樹脂の弾性率と耐熱性が低下し, 高温高湿(Hot-wet)での圧縮強度の低下を招く[58]。したがって, 熱可塑性樹脂の添加によって, Hot-wetでの圧縮強度を保ちながら靱性を向上させる試みが続けられている[58, 59]。エポキシ樹脂の耐熱性は150℃程度であり, 熱硬化性樹脂としてはさらに高い耐熱性(200~250℃)をねらって, ビスマレイミド, ポリイミド樹脂が開発中であるが, この場合も靱性の確保が課題となっている。

樹脂の靱性を画期的に変えるものとして, 耐熱性に優れた熱可塑性樹脂, 特にPEEK (Polyetheretherketone)が期待されている[60, 61]。樹脂の破断伸びが150%, CFRP積層板の破壊靱性 G_{Ic} が2000 N/mと優れるほか, 吸水率もエポキシと比べ1けた低いため, 水環境中での劣化もほとんどなく[62], Fig. 1-12中に示したようにCAI, Hot-wetでの圧縮強度とも優れた値を示す。成形プロセス等がまだ十分確立されていないが, 樹脂が熱可塑性のため, 再加工, 補修等の可能性もあり[63], 構造材料として今後の利用が期待されている。

1・7 本論文の内容

本論文では, CFRP積層板の損傷許容性評価の観点から重要な, 疲労荷重下での層間はく離の進展, すなわち, 層間はく離疲労き裂伝ば挙動を取り扱った。各章の構成は次のとおりとなっている。

第2章[64, 65]では, DCB試験片を用いたモードI層間はく離疲労き裂伝ば試験法の開発について述べた。ここでは, コンピュータを接続した疲労試験機システムを用い, き裂長さの低伝ば速度領域での自動測定を実現するとともに, 荷

重漸減および漸増試験において、相対的な破壊力学パラメータ（応力拡大係数およびエネルギー解放率）の変化速度を一定に保つ制御を行った。また、この変化速度を変えた実験より、荷重漸減試験における荷重減少条件を確立した。

第3章[66, 67]では、エポキシをマトリックスとする2種類のCFRP積層板（914C：175℃硬化型，P305：120℃硬化型）を対象として、下限界近傍のモードI疲労き裂伝ば挙動を検討した。ここでは、き裂伝ば挙動について、従来の材料と同様、低伝ば速度領域で伝ばの下限界が存在すること、中伝ば速度領域でき裂伝ば速度と破壊力学パラメータの間にべき乗の関係が成立することを明らかにした。また、従来のパラメータでは、べき乗則の成立する領域でも応力比の影響を説明できないことが明らかとなった。さらに、応力比依存性を説明する新しいパラメータとして、等価応力拡大係数を提案し、このパラメータの解析から、CF／エポキシ積層板のき裂伝ばに及ぼす、繰り返し荷重と最大荷重の寄与の割合を明らかにした。

第4章[68-72]では、914C，P305積層板を対象として、水環境中でのモードI疲労き裂伝ば挙動を検討した。ここでは、試験片の前処理として、短期間の水中浸漬、および温度を上げて水分が飽和状態になるまでの長期間の水中浸漬の2種の条件を用意し、水環境の及ぼす影響を比較した。また、この水環境の影響の機構を、破面の走査電子顕微鏡観察によって解析した。

第5章[73, 74]では、熱可塑性樹脂PEEKをマトリックスとするCFRP積層板の低伝ば速度領域でのモードI層間はく離疲労き裂伝ば挙動を検討した。ここでは、伝ばの下限界値やべき指数のマトリックスによる違いを検討した。また、き裂伝ば機構のマトリックスによる違いについて、支配力学パラメータの解析および破面の走査電子顕微鏡観察から検討した。

第6章[75]では、CF／PEEK積層板のモードI層間はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響を検討した。ここでは、第4章と同様に、短期間および長期間の2種類の水中浸漬を行った試験片について、水環境中でのき裂伝ば試験を行い、マトリックスの影響を比較した。また、繰り返し速度を変えた実験、および破面の走査電子顕微鏡観察を行い、水環境の影響の機構を解明した。

第7章[76]ではモードⅠとモードⅡの混合モードの試験を行うための、C L S (Cracked lap shear) 試験片について、幾何学的非線形性がエネルギー解放率に及ぼす影響を検討し、薄い試験片を用いれば非線形性の影響はほとんどないことを明らかにした。また、エネルギー解放率のモードⅠ、モードⅡの比率を有限要素解析で求めた。

第8章[77, 78]では、175℃硬化型エポキシをマトリックスとするCFRP積層板のモードⅠとⅡの混合モードでの疲労き裂伝ば挙動を検討した。ここではC L S 試験片を用い、き裂伝ば挙動、下限界値のモードⅠとの比較を行った。さらに、混合モードでのき裂伝ば機構について検討を加えた。

最後に本研究で得られた主要な結論をまとめた。

参考文献

- (1) 例えば、福田博，”複合材料入門”，p.61 (1986) 大月書店。
- (2) 入江泰吉，關信子，”仏像のみかた”，p.139 (1979) 保育社。
- (3) 島村昭治，”複合材料のはなし”，p.8, p.199 (1982) 産業図書。
- (4) 東邦ベスロン社資料，化工日報，June 13 (1988)。
- (5) Hull, D., "An Introduction to Composite Materials", (1982), Cambridge University Press, 宮入裕夫，池上皓三，金原勲共訳，”複合材料入門”，p.4 (1984) 培風館。
- (6) 松井醇一，”炭素繊維強化樹脂複合材料の機械的性質”，日本材料学会第184回疲労部門委員会資料，8-19 (1986)。
- (7) 松井醇一，”複合材料講座”，航空ジャーナル，June(1986)～Feb.(1987)。
- (8) Vosteen, L. F., Composite Aircraft Structures, "Fibrous Composites in Structural Design", Lenoe, E. M., Oplinger, D. W., and Burke, J. J. Ed., 7-24 (1980) Plenum Press。
- (9) 植田昭夫，航空宇宙機器を支えるACM，日経マテリアル，No.71, 170-181 (1989)。
- (10) 東レ(株)資料，November (1986)。

- (11) ニチメン (株) 資料.
- (12) Ratwani, M. M., and Kan, H. P., Effect of Stacking Sequence on Damage Propagation and Failure Modes in Composite Laminates, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 211-228 (1982).
- (13) Stellbrink, K. K., and Aoki, R. M., Effect of Defect on the Behavior of Composites, Proc. Fourth Int. Conf. Compos. Mat., 853-860 (1982).
- (14) Rybicki, E. F., Schmueser, D. W., and Fox, J., An Energy Release Rate Approach for Stable Crack Growth in the Free-Edge Delamination Problem, J. Compos. Mat., 11, 470-487 (1977).
- (15) Wang, A. S. D., and Crossman, F. W., Initiation and Growth of Transverse Cracks and Edge Delamination in Composite Laminates, Parts 1 and 2, J. Compos. Mat., Supplement, 14, 71-106 (1980).
- (16) Sendekyj, G. P., Stalnaker, H. D., and Kleismit, R. A., Effect of Temperature on Fatigue Response of Surface-Notched $[(0/+45/0)_s]_3$ Graphite/Epoxy Laminate, "Fatigue of Filamentary Composite Materials", ASTM STP 636, 123-140 (1977).
- (17) Standard Tests for Toughened Resin Composites, NASA Reference Publication 1092, July (1983).
- (18) Hirata, M., Matsui, J., Nomura, S., and Ishii, Y., On the Development of Carbon Fibers as Reinforcement for Composite Materials - Relation between Mechanical Properties of Carbon Fibers and those of Composite Materials Manufactured thereof, Proc. First Swedish-Japanese Seminar on Compos. Mat., 200-223 (1987) Swedish Plastics and Rubber Institute, Stockholm.
- (19) Pipes, R. B., and Pagano, N. J., Interlaminar Stress in Composite Laminates Under Uniform Axial Extension, J. Compos. Mat. 4, 538-548 (1970).

- (20) Pipes, R. B., and Pagano, N. J., The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength, J. Compos. Mat., 5, 50-57 (1971).
- (21) Whitcomb, J. D., Strain-Energy Release Rate Analysis of Cyclic Delamination Growth in Compressively Loaded Laminates, "Effects of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 175-193 (1984).
- (22) O'Brien, T. K., Mixed-Mode Strain-Energy-Release Rate Effects on Edge Delamination of Composites, "Effects of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 125-142 (1984).
- (23) "Fracture Mechanics of Composites", Sendeckyj, G. P., Ed., ASTM STP 593 (1975) ASTM.
- (24) de Charentenay, F. X., and Benzeggagh, M., Fracture Mechanics of Mode I Delamination in Composite Materials, Proc. Third Int. Conf. Compos. Mat., 1, 186-197 (1980) Pergamon Press, Oxford.
- (25) O'Brien, T. K., Characterization of Delamination Onset and Growth in a Composite Laminate, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 140-167 (1982).
- (26) Wilkins, D. J., Eisenmann, J. R., Camin, R. A. Margolis, W. S., and Benson, R. A., Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 168-183 (1982).
- (27) 北條正樹, C.-G. Gustafson, 林龍一, C F R P 層間はく離き裂の下限界近傍伝ば特性, 日本材料学会第34期学術講演会前刷, 109-111 (1985).
- (28) 影山和郎, 小林孝行, 積層板のモード I 層間破壊靱性試験, 第10回複合材料シンポジウム講演要旨集, 97-100 (1985).
- (29) 石川隆司, 松嶋正道, 小林繁夫, D C B 試験片を用いた一方向材のモード I 層間破壊靱性試験に関する二, 三の考察, 第10回複合材料シンポジウム講演要旨集, 101-104 (1985).

- (30) 北川英夫, 疲労強度研究の現代的課題, "疲労強度学", 西谷弘信編,
第1章, 1-12 (1985) オーム社.
- (31) Walker, P. B., 藤原源吉訳, 航空機事故の科学的調査, 航空技術, 132 ,
3-9 (1966).
- (32) 小林英男, 荒居善雄, 中村春夫, ボーイング747ジャンボジェット墜落事故
の後部圧力隔壁の疲労破壊解析, 材料, 36-409, 1084-1089 (1987).
- (33) 政枝英雄, 損傷許容設計, 航空技術, 379, 9-16 (1986).
- (34) 田中啓介, 疲労破壊の力学, "疲労強度学", 西谷弘信編, 第4章,
151-220 (1985) オーム社.
- (35) 鈴木恵, 清水真佐男, 自念栄一, 前田正彦, 佐々木洋, 低サイクル疲労にお
けるナイロンのガラス繊維強化効果について, 材料, 20-216, 1050-1056
(1971).
- (36) 鈴木恵, 岩本正治, 繊維強化ポリカーボネイトの疲労き裂伝ばに及ぼす平均
応力の影響, 材料, 28-306, 230-236 (1979).
- (37) 鈴木恵, 中西博, 岩本正治, 山本泰裕, 近藤昌樹, ガラスマット強化プラス
チックスの疲労き裂伝ば挙動に関する研究, 材料, 31-351, 1150-1155
(1982).
- (38) 網島貞男, 谷本敏夫, 松岡敬, 森雅明, 片側き裂を有するFRP材の疲労き
裂進展過程に関する研究, 材料, 34-378, 286-292 (1985).
- (39) Bathias, C., and Laksimi, A., Delamination Threshold and Loading
Effect in Fiber Glass Epoxy Composite, "Delamination and Debonding
of Materials", ASTM STP 876, 217-237 (1985).
- (40) Gustafson, C.-G., Jilken, L., and Gradin, P. A., Fatigue Thresholds
of Delamination Crack Growth in Orthotropic Graphite/Epoxy
Laminates, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876,
200-216 (1985).

- (41) Lefebvre, D., and Bathias, C., Delamination of Composite Materials. Fracture Mechanics and Damage Evaluation, Proc. Fifth Int. Conf. Compos. Mat., 331-345 (1985) The Metallurgical Society, Warrendale.
- (42) Russell, A., and Street, K. N., The Effect of Matrix Toughness on Delamination: Static and Fatigue Fracture Under Mode II Shear Loading of Graphite Fiber Composites, "Toughened Composites", ASTM STP 937, 275-294 (1987).
- (43) Prel, Y. J., Davies, P., Benzeggagh, M. L., and de Charentenay, F.-X., Mode I and Mode II Delamination of Thermosetting and Thermoplastic Composites, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 251-269 (1989).
- (44) Martin, R. H., Procedure for Characterizing Fatigue Delamination in the DCB, ASTM D30.02.02 Subcommittee 資料 (1988).
- (45) Kupeczyk, S., Supportability of Composite Airframes: Civilian and Military Aspects, Compos. Structures, 10, 37-50 (1988).
- (46) Springer, G. S., Ed., "Environmental Effects on Composite Materials", (1981) Technomic.
- (47) Deisai, R., and Whiteside, J. B., Effect of Moisture on Epoxy Resins and Composites, "Advanced Composite Materials-Environmental Effects", ASTM STP 658, 2-20 (1978).
- (48) Whitney, J. M., and Browning, C. E., Some Anomalies Associated with Moisture Diffusion in Epoxy Matrix Composite Materials, "Advanced Composite Materials-Environmental Effects", ASTM STP 658, 43-60 (1978).
- (49) Russell, A. J., and Street, K. N., Factors Affecting the Interlaminar Fracture Energy of Graphite/Epoxy Laminates, Proc. Fourth Int. Conf. Compos. Mat., 1, 279-286 (1982).

- (50) Kar, R. J., Herfert, R. E., and Kessler, R. T., Fractographic and Microstructural Examination of Compression Failures in Wet Compression Graphite/Epoxy Coupons, "Composite Materials: Testing and Design (Seventh Conference)", ASTM STP 893, 140-157 (1986).
- (51) Jones, C. J., Dickson, R. F., Adam, T., Reiter, H. and Harris, B., Environmental Fatigue of Reinforced Plastics, Composites, 14, 288-293 (1983).
- (52) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 渋谷豊茂, 野村勉, 炭素繊維斜交積層複合材料の機械的性質と疲労に及ぼす水環境効果, 日本機械学会論文集, A編, 54-505, 1677-1683 (1988).
- (53) de Charentenay, F. X., Harry, J. M., Prel, Y. J., and Benzeggagh, M. L., Characterizing the Effect of Delamination Defect by Mode I Delamination Test, "Effects of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 84-103 (1984).
- (54) Russell, A. J., and Street, K. N., Moisture and Temperature Effects on the Mixed-Mode Delamination Fracture of Unidirectional Graphite/Epoxy, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 349-370 (1985).
- (55) Lang, R. W., Heym, M., Tesch, H., and Stutz, H., Influence of Constituent Properties on Interlaminar Crack Growth in Composites, "Hi Tech-the Way into the Nineties", Brunsch, K., Gölden, H.-D., and Herkert, C.-M., Ed., 261-272 (1986) Elsevier, Amsterdam.
- (56) Broek, D., "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Fourth edition, p.192 (1986) Martinus Nijhoff, Netherlands.
- (57) 三好俊郎, 破壊靱性, "破壊力学実験法", 國尾武, 中沢一, 林郁彦, 岡村弘之編, p.85 (1984) 朝倉書店.

- (58) Muraki, T., Takeo, A., and Hirata, M., Tough Resin/Carbon Fibre Composites, "Hi Tech-the Way into the Nineties", Brunsch, K., Gölden, H.-D., and Herkert, C.-M., Ed., 163-175 (1986) Elsevier, Amsterdam.
- (59) Williams, J. G., and Rhodes, M. D., Effect of Resin on Impact Damage Tolerance of Graphite/Epoxy Laminates, "Composite Materials: Testing and Design (Sixth Conference)", ASTM STP 787, 450-480 (1982).
- (60) Leach, D. C., and Moore, D. R., Toughness of Aromatic Polymer Composites Reinforced with Carbon Fibres, Compos. Sci. Tech., 23, 131-161 (1985).
- (61) Leach, D. C., Curtis, D. C., and Tamblin, D. R., Delamination Behavior of Carbon Fiber/Poly(etheretherketone)(PEEK) Composites, "Toughened Composites", ASTM STP 937, 358-380 (1987).
- (62) Dickson, R. F., Jones, C. J., Harris, B., Leach, D. C., and Moore, D. R., The Environmental Fatigue Behaviour of Carbon Fibre Reinforced Polyether Ether Ketone, J. Mat. Sci., 20, 60-70 (1985).
- (63) 石川隆司, 野口義男, 松嶋正道, 炭素繊維強化熱可塑樹脂複合材の成形とその高靱性力学特性に関する実験的研究, 日本複合材料学会誌, 13-2, 63-71 (1987).
- (64) Hojo, M., Gustafson, C.-G., Tanaka, K., and Hayashi, R., Mode I Propagation of Delamination Fatigue Cracks in CFRP, "Advanced Materials for Severe Service Applications", Iida, K., and McEvily, A. J., Ed., 353-372 (1987).
- (65) 北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., 剣持潔, 先進複合材料における下限界近傍モード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動の計算機制御自動試験法, 材料システム, 8, 89-100 (1989) 金沢工業大学材料システム研究所.

- (66) Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R., Effect of Stress Ratio on Near-threshold Propagation of Delamination Fatigue Cracks in Unidirectional CFRP, *Composite Sci. Tech.*, 29, 273-292 (1987).
- (67) Hojo, M., Gustafson, C.-G., Tanaka, K., and Hayashi, R., Mode I Propagation of Delamination Fatigue Cracks Near Threshold in Unidirectional CFRP, *Proc. First Swedish-Japanese Seminar on Composite Materials*, 52-67 (1987) Swedish Plastics and Rubber Institute, Stockholm.
- (68) Hojo, M., Gustafson, C.-G., Tanaka, K., and Hayashi, R., Near-Threshold Propagation of Delamination Fatigue Cracks in Unidirectional CFRP in Air and in Water, *Proc. Third Japan-U.S. Conf. Compos. Mat.*, 117-124 (1986).
- (69) Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R., Effect of Water Environment on Propagation of Delamination Fatigue Cracks in CFRP, *Proc. Sixth Int. Conf. Compos. Mat. and Second European Conf. Compos. Mat.*, 4, 222-231 (1987) Elsevier.
- (70) 北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., 林龍一, 水中でのCFRP積層板の層間はく離疲労き裂の伝ば挙動, *日本機械学会論文集, A編*, 54-499, 455-460 (1988).
- (71) Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R., Propagation of Delamination Fatigue Cracks in CFRP in Water, *JSME Int. J., Series I*, 32-2, 292-299 (1989).
- (72) Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R., Fracture Mechanics for Delamination Fatigue Crack Propagation of CFRP in Air and in Water, "Interlaminar Fracture in Composites", Armanios, E. A., Ed., 149-160 (1989) Trans Tech Publications.

- (73) Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, Near-Threshold Propagation of Delamination Fatigue Cracks in Graphite/PEEK Laminates, Proc. Seventh Int. Conf. Compos. Mat. (1989) in press.
- (74) 北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., Gradin, P. A., 剣持潔, 一方向強化CF/PEEK積層板のモードI層間はく離疲労き裂伝ば挙動, 日本機械学会論文集, A編, 89-1001, 印刷中.
- (75) 北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., 林龍一, CF/PEEK積層板のモードI層間はく離疲労き裂伝ばに及ぼす水環境の影響, 日本機械学会論文集, A編, 89-1002, 印刷中.
- (76) Gustafson, C.-G., Hojo, M., and Holm, D., A Nonlinear Analysis of the CLS Specimen, J. Composite Mat., 23, 146-162 (1989).
- (77) Gustafson, C.-G., and Hojo, M., Delamination Fatigue Crack Growth in Unidirectional Graphite/Epoxy Laminates, J. Reinforced Plastics and Composites, 6, 36-52 (1987).
- (78) 北條正樹, Gustafson, C.-G., 田中啓介, 林龍一, CFRP積層板のモードIおよび混合モードにおける層間はく離疲労き裂伝ば挙動, 材料, 36-402, 222-228 (1987).

第 2 章 下限界近傍モード I 層間はく離 疲労き裂伝ば挙動の計算機制御 自動試験法の開発

2・1 緒 言

先進複合材料は、すでに大形航空機の 1 次構造材として採用されており、損傷許容性を考慮すれば、層間はく離をき裂として破壊力学的に検討することが非常に重要である。CFRP (Carbon fiber reinforced plastics) 積層板の静的な破壊靱性試験については、モード I に限定しても、de Charentenay[1] 以来近年では数多く研究がなされ[2]，ASTM (American Society for Testing and Materials) [3]，VAMAS (Versailles Project on Advanced Materials and Standards) [4]，高分子素材センター[2]等で試験法の標準化を検討するところまで来ている。

ところで、航空機等の動的な負荷のかかる部材への利用を考慮すると、層間のき裂の問題についても、静的な破壊靱性の評価とともに、疲労荷重下でのき裂進展特性（き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係）を評価することが極めて重要である。しかし、CFRP 積層板については、破壊靱性試験と比べ疲労き裂進展特性の評価は遅れており、試験法もまだ十分に検討されていない。一般には破壊靱性試験と同じ試験片、負荷装置が代用されている[5, 6]。また、き裂長さ測定も低倍の読み取り顕微鏡を用いるため精度が十分でない。そのため、前述の Fig. 1-11 (第 1 章参照) で da/dN と ΔK の間にべき乗の関係の成立する中間領域の検討はなされているが、 da/dN と ΔK の関係がべき乗則から離れ、き裂進展の下限界 ΔK_{th} が存在する低伝ば速度領域の特性はほとんど検討されていない[7, 8]。この下限界近傍の疲労き裂伝ば特性評価は、損傷許容設計の観点から特に重要である。

本章では、CF/エポキシ、CF/PEEK (Polyetheretherketone) 積層板を対象に開発した、下限界近傍の低伝ば速度領域を中心とするモード I 層間はく離疲労き裂伝ば特性評価法につき述べる。この試験法では、特にコンピュータを

接続した試験システムを用いて、長期（2週間程度）の疲労き裂伝ば試験の自動化、および高精度のき裂進展特性評価を目指した。なお、ここではDCB（Double cantilever beam）試験片を用いたモードⅠ試験法についてのみ紹介する。さらに、破壊靱性試験で指摘されている幾何学的非線形[9-12]が、破壊力学パラメータ評価に及ぼす影響について検討した。

2・2 試験片

2・2・1 材料

本研究では、熱硬化性のエポキシをマトリックスとするCFRP積層板2種類（914C, P305）、および熱可塑性のPEEKをマトリックスとする積層板1種類（APC-2）を対象として検討した。いずれも一方向強化積層板で、板厚はCF／エポキシが8mm、CF／PEEKが6mmである。板厚は、開口変位量を小さくし、疲労試験の繰り返し速度を高くするため、一般に破壊靱性試験で用いられている板厚（3mm程度）[13]と比べ厚くなっている。なお、用いた積層板の構造および特性の詳細は、CF／エポキシについては第3章のTable 3-1、CF／PEEKについては第5章のTable 5-1に示す。

2・2・2 試験片および負荷治具

2・2・2・1 負荷治具の開発

試験片は上述の積層板から切り出したDCB型で、厚さは6～8mm、幅は20mmである。エネルギー解放率等の破壊力学パラメータを正確に測定するため、かつ疲労試験中のき裂長さをコンプライアンス λ （開口変位／荷重）から求めるために、荷重線上でのき裂開口変位 δ を高精度で測定する必要がある。本研究では、標点間距離25mmの変位計（MTS社製）を用いてき裂開口変位を測定するため、次に示す種々の負荷治具を開発し、比較検討した。Fig. 2-1はWilkinsら[5]が用いたL形のアルミニウムタブを接着した試験片で、ここではA法と呼ぶ。Fig. 2-2は著者らが開発した、変位計を固定するためにアルミニウムブロックを試験片に接着し、これにちょうつがい（ジョイント）をネジ止めする負荷治具を用いる方法で、B

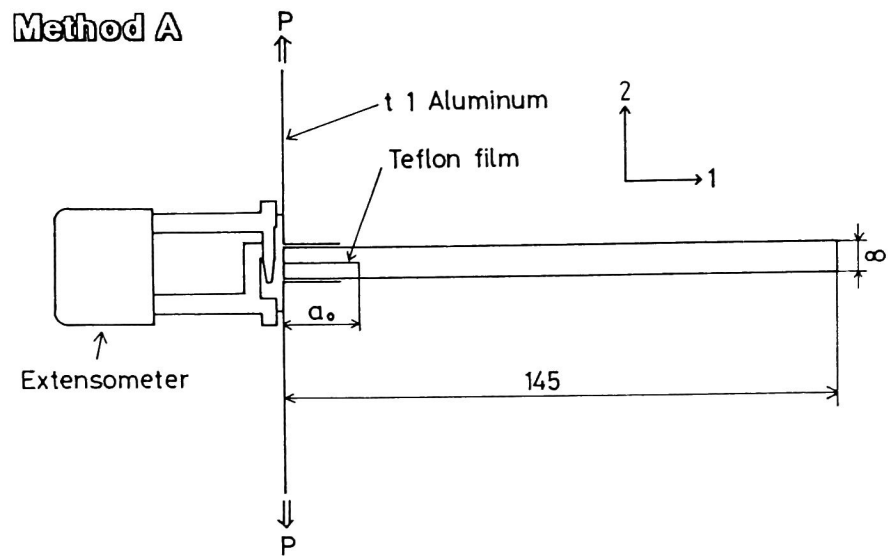


Fig. 2-1. Method A: DCB specimen with L-type Al tabs (dimensions are in mm).

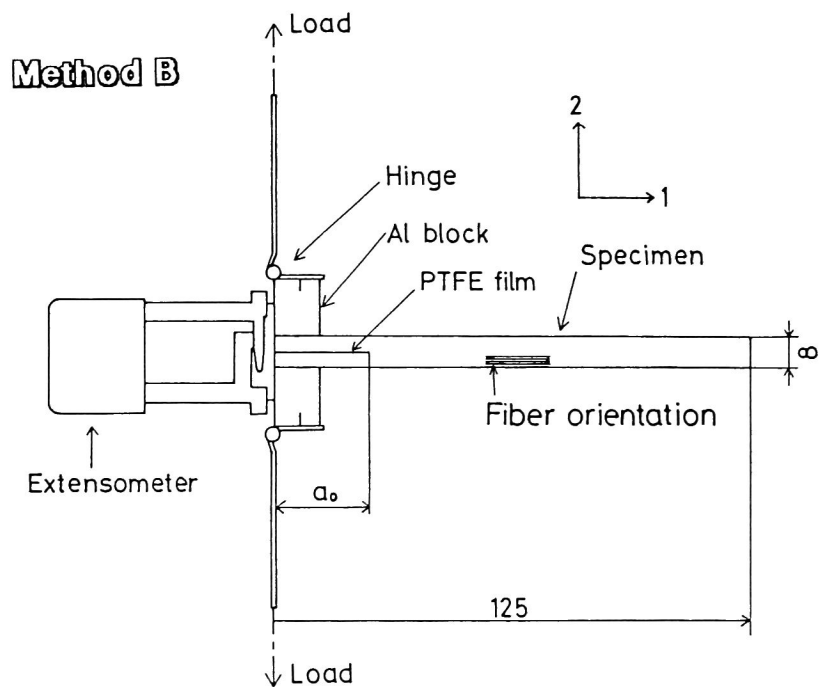


Fig. 2-2. Method B: DCB specimen with hinges and Al blocks (dimensions are in mm).

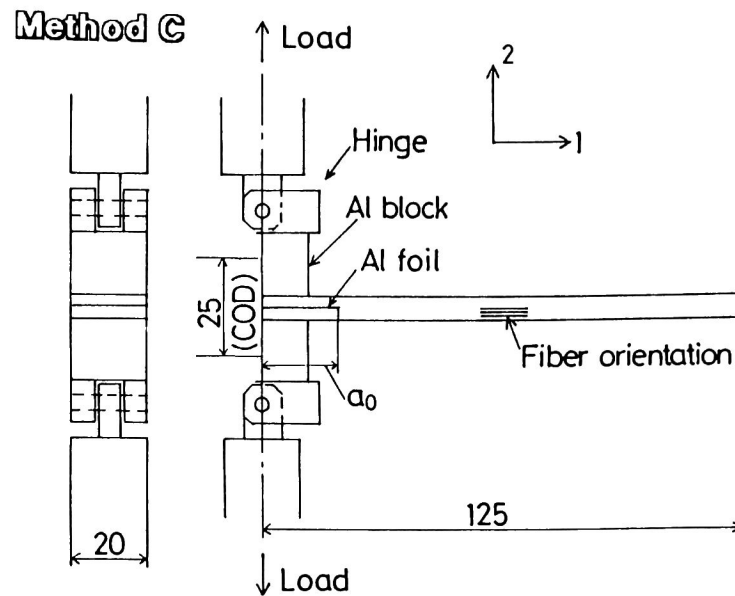


Fig. 2-3. Method C: DCB specimen with modified hinges and Al blocks (dimensions are in mm).

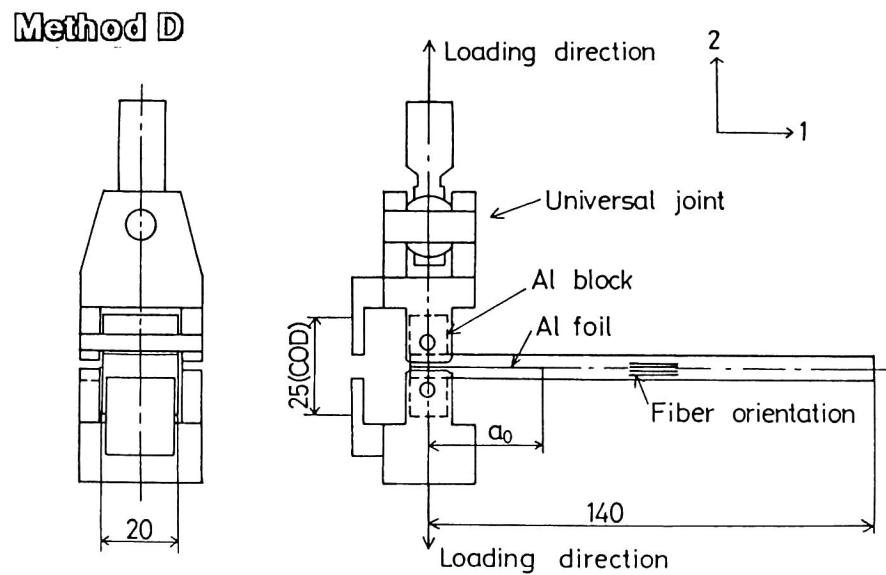


Fig. 2-4. Method D: DCB specimen with pins and Al blocks (dimensions are in mm).

法と呼ぶ。ちょうつがいは市販の1mm厚のSUS304板からなるものを加工して用いた。CF／PEEK積層板では試験時の荷重が大きくなり、B法（Fig. 2-2）ではちょうつがい疲労破壊するため、C法として、Fig. 2-3のように自作の大形ちょうつがいを用いる方法を検討した。ただし、これらのちょうつがいを用いた負荷治具ではピンの位置が試験片表面から16mm（B法，Fig. 2-2），22mm（C法，Fig. 2-3）と大きく離れているため、き裂伝ば抵抗の大きい材料では開口変位が大きくなり、次節で述べるように、エネルギー解放率等の計算に幾何学的非線形の影響が出る。そのため、D法として、新たにピン位置を試験片に近づけ、Fig. 2-4のようなピンとアルミニウムブロックからなる負荷治具を用い、変位は負荷治具側で測定する方法を開発した。

2・2・2・2 負荷治具の取り付けおよび負荷方法

アルミタブやブロックの接着は、双方を#400程度のサンドペーパーでみがいた後、主にエポキシ系の加熱硬化形フィルム接着剤（CF／エポキシには3M社AF126，CF／PEEKにはCiba-Geigy社Redux 609）で行った。また、吸水させた試験片等には常温硬化形の接着剤（アラルダイトラピッド）も用いた。接着時には専用の治具で加圧固定し、ブロックの接着位置の精度には特に注意した。C法（Fig. 2-3）では、CF／PEEK積層板の場合、50℃程度の大気中でも接着剤がはく離する現象が一部でみられた。この場合は、試験片に雌ネジを切り、ちょうつがいを固定するネジがアルミブロックを貫通するようにしてネジ止めた。

A法（Fig. 2-1），B法（Fig. 2-2）では平板用治具を用いて荷重を負荷した。また、C法（Fig. 2-3），D法（Fig. 2-4）ではユニバーサルジョイントを介して疲労荷重を負荷した。ユニバーサルジョイントを用いる方が、試験片の両側でのき裂長さの差が少なく良い結果が得られる。ただし、試験荷重が100～300 Nと低いため、ユニバーサルジョイントを含めた治具の質量、摩擦等に注意する必要がある。本研究では、荷重が低い場合に、試験片の重量のためにユニバーサルジョイントが動くことがあるため、一度荷重を負荷し、軸合わせを

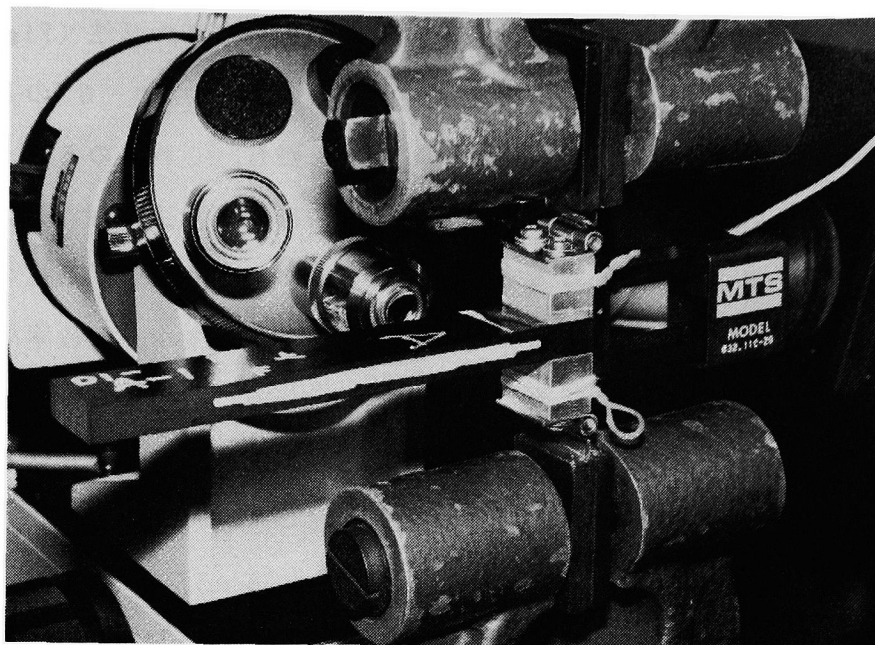


Fig. 2-5. Test setup for method B.

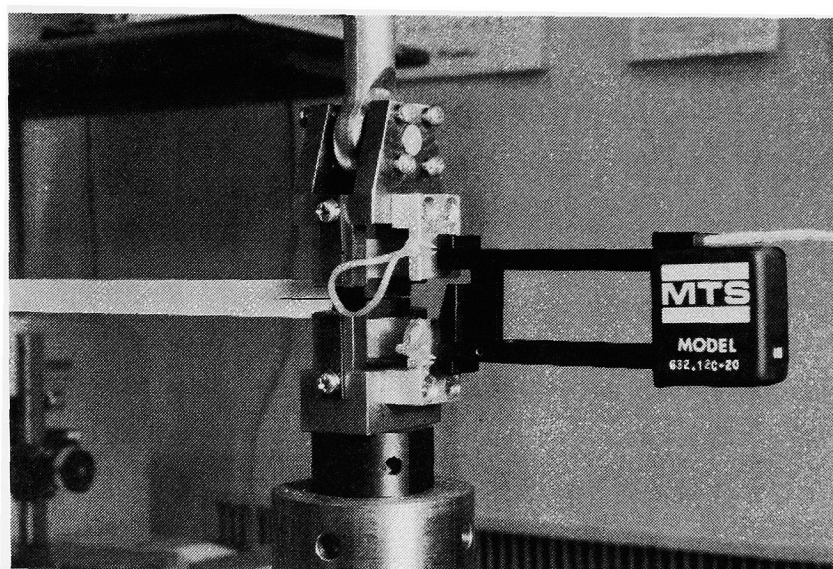


Fig. 2-6. Test setup for method D.

行った後はユニバーサルジョイントを固定して疲労試験を行った。また、開口変位計の取り付けは輪ゴムで行い、試験片のアルミニウムブロックまたは治具の変位計のエッジの当たる部分に薄くエポキシ系接着剤を塗布して、変位計のすべりを防いだ。B法、D法での試験機への取り付け状況をFigs. 2-5, 2-6に示す。

2・2・2・3 初期欠陥

初期欠陥として、CF/エポキシでは厚さ10～30 μ mのテフロン系フィルムを、積層時に板厚中央のプリプレグ層間に挿入した。CF/PEEKではテフロン系フィルムが成形時に溶解するため、厚さ15 μ mのアルミ箔を2つ折りにして挿入した。初期欠陥の繊維方向の長さ a_0 はCF/エポキシでは22～25mm、CF/PEEKでは30mmとした。なお、初期欠陥先端の層間には樹脂過剰な領域が存在するので、疲労試験時には、き裂を疲労荷重で初期欠陥先端から約5mm進展させてからき裂伝ば挙動を測定した。

2・3 破壊力学パラメータの計算

2・3・1 エネルギー解放率および応力拡大係数の算出

試験片のコンプライアンス（荷重線変位／荷重）を λ 、荷重を P 、幅を b 、荷重線からのき裂長さを a とすると、エネルギー解放率 G は次式で求められる[14]。

$$G = 1 / (2b) P^2 d\lambda / da \quad (2-1)$$

均質直交異方性材料と仮定した場合のエネルギー解放率 G と応力拡大係数 K の関係は、次式となる。

$$G = H K^2 \quad (2-2)$$

ここで H は弾性定数 E_{ij} 、ポアソン比 ν_{ij} の関数である。座標系をFigs. 2-1～2-4のようにとり、き裂が x_1-x_3 平面内にあるとすると、平面ひずみの場合の H は次式で表される[15]。

$$H = \sqrt{\frac{(1 - \nu_{13}\nu_{31})(1 - \nu_{23}\nu_{32})}{2E_1E_2}} \times \left[\sqrt{\frac{E_1(1 - \nu_{23}\nu_{32})}{E_2(1 - \nu_{13}\nu_{31})}} + \frac{-2(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})/E_2 + 1/G_{12}}{2(1 - \nu_{13}\nu_{31})/E_1} \right]^{1/2} \quad (2-3)$$

一方向強化積層板の場合，板厚方向（ x_2 ）と面内の繊維に垂直な方向（ x_3 ）の特性は等しいと考え， $E_2 = E_3$ ， $G_{12} = G_{13}$ ， $\nu_{12} = \nu_{13}$ と仮定した．また， $\nu_{23} = \nu_{13}$ と仮定して，実験で求めた積層板の特性値から H を算出した． H の値は 914C 積層板では $8.40 \times 10^{-2} \text{ GPa}^{-1}$ ，P305 積層板では $9.24 \times 10^{-2} \text{ GPa}^{-1}$ ，APC-2 積層板では $7.66 \times 10^{-2} \text{ GPa}^{-1}$ と求まる（第 3，5 章参照）．

式（2-1），（2-2）を用いて G や K を算出するためにはコンプライアンス λ とき裂長さ a の関係を正確に求める必要がある．この関係については，①初等梁理論の結果を用いる方法[16]，②実験で実測した結果を用いる方法[1]，③有限要素法の計算結果を多項式近似する方法[17]等が代表的である．このうち一番簡便な方法は①であるが，疲労き裂伝ぱ試験では比較的厚い試験片を短いき裂長さで取り扱うため，き裂前方の変形の影響，タブやアルミブロックの影響を受け精度が悪い．そのため，本研究では②の実験で正確に λ と a の関係を求める方法を採用した．

疲労試験で求めた L 形タブ付 DCB 試験片（A 法：Fig. 2-1）のコンプライアンス λ とき裂長さ a の関係を Fig. 2-7 に示す．試験片は応力比を変えて 3 回の荷重漸減試験に用いた．個々の試験について，コンプライアンスはき裂長さのべき乗で表される．

$$\lambda = D a^n \quad (2-4)$$

ここで定数 D ， n は，実験値から最小自乗法で求めた．応力比を変えたところで λ にジャンプを生じたが，試験片の取り外し，再チャッキングの際の長い L 形アルミタブの変形，および荷重によるタブの曲げ変形が原因と考えられる．

Fig. 2-8 にアルミブロックとちょうつがいを用いた試験片（B法：Fig. 2-2）で求めた λ と a の関係を示す。Fig. 2-7 で見られたジャンプはなくなった。また、C法（Fig. 2-3）の大形ちょうつがいを用いた場合、D法

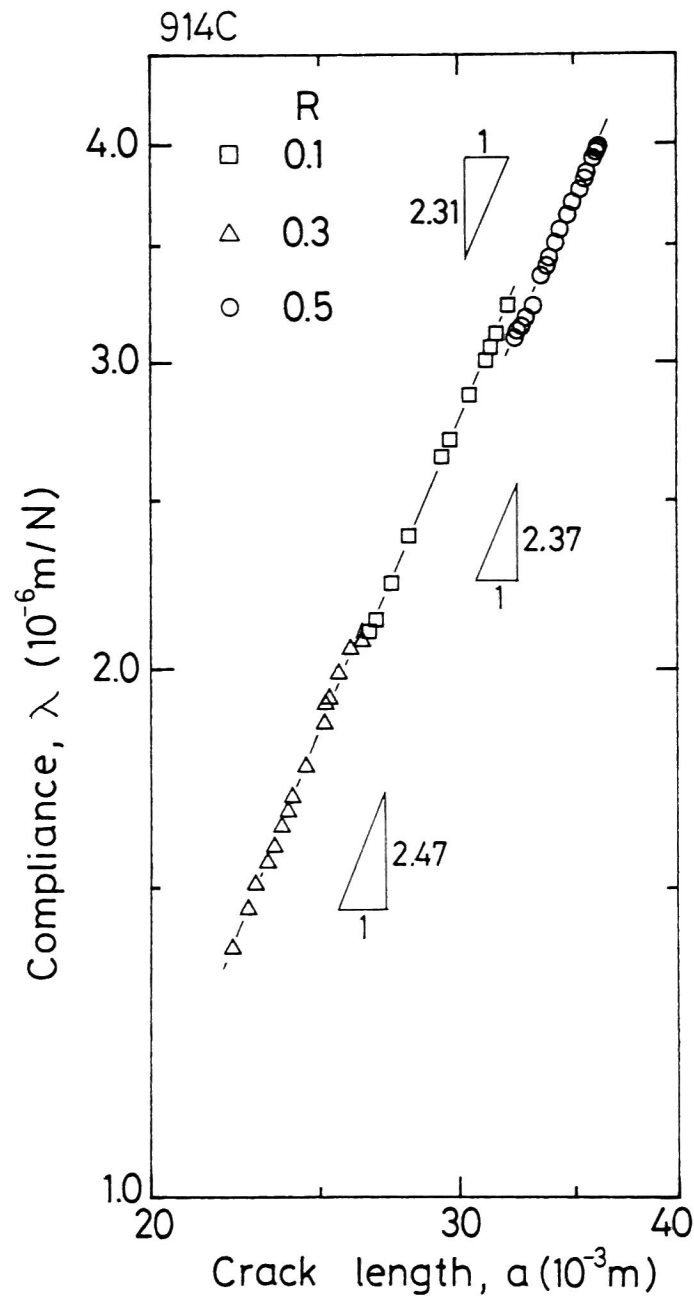


Fig. 2-7. Change of compliance with crack length for specimen with L-type Al tabs (Method A).

(Fig. 2-4) のアルミブロックとピンを用いる場合も同様の $\lambda - a$ 関係が得られた。

式 (2-1) ~ (2-4) を用い、エネルギー解放率 G 、および応力拡大係数 K を求めた。式 (2-4) の係数は、試験片厚さ、タブの接着、変形等の影響を受けるため、A 法 (Fig. 2-1) については各試験毎、その他の方法については各試験片毎の値を求めて計算に用いた。

なお、通常の疲労き裂伝ば試験では、き裂が長くなると開口変位 δ が大きくなり、速い繰り返し速度での疲労荷重の負荷が困難になるため、き裂長さ $a < 50\text{mm}$

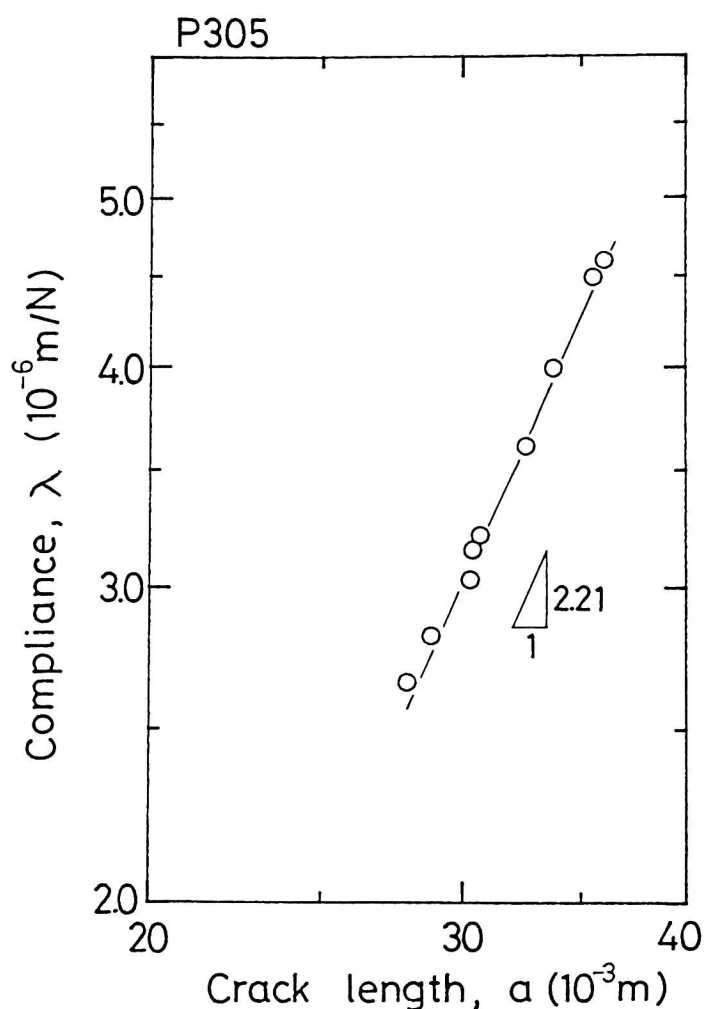


Fig. 2-8. Change of compliance with crack length for specimen with hinges and Al blocks (Method B).

の領域で試験を行った。ところで、影山らの有限要素法の数値解析[17]をもとにして、 $\lambda^{1/3}$ を a の1次式で表すと、式(2-4)より広いき裂長さの領域で λ と a の関係を近似できることが報告されている。本研究では $\lambda - a$ 関係として式(2-4)を用いたが、影山らの手法を用いても、エネルギー解放率の算出、コンプライアンス法によるき裂長さ測定についてはほぼ同じ結果が得られる。

2・3・2 疲労荷重に対応する破壊力学パラメータ

疲労荷重の最大値 P_{max} 、最小値 P_{min} に対応して、 G について最大、最小エネルギー解放率 G_{max} 、 G_{min} 、 K について最大、最小応力拡大係数 K_{max} 、 K_{min} を定義する。また、それぞれの最大値と最小値との差、エネルギー解放率範囲 ΔG 、応力拡大係数範囲 ΔK は次式で定義される。

$$\Delta G = G_{max} - G_{min} \quad (2-5)$$

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (2-6)$$

さらに、応力比（最小荷重の最大荷重に対する比）は次式で定義される。

$$R = \frac{P_{min}}{P_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} = \left(\frac{G_{min}}{G_{max}} \right)^{1/2} \quad (2-7)$$

また式(2-7)を用いると式(2-5)、(2-6)は

$$\Delta G = G_{max} (1 - R^2) \quad (2-8)$$

$$\Delta K = K_{max} (1 - R) \quad (2-9)$$

となる。このように ΔG と ΔK は R 依存性が異なるパラメータである。 G_{max} と K_{max} 、 G_{min} と K_{min} の間に式(2-2)は成立するが、 ΔG と ΔK の関係は次式となる。

$$\Delta G = \frac{1 + R}{1 - R} H \cdot \Delta K^2 \quad (2-10)$$

2・3・3 破壊力学パラメータ算出に及ぼす幾何学的非線形効果

D C B 試験片の解析については，C F / P E E K 積層板等，靱性が高くなるにつれ，板厚と比べ開口変位量 δ が大きくなり，大変形による幾何学的非線形効果を考慮する必要が生じることが報告されている[9-12]．本研究で取り扱った C F / P E E K 積層板の下限界近傍の領域では， $\delta < 2 \text{ mm}$ ， $a = 35 \sim 50 \text{ mm}$ であり， δ / a の値が小さいため，いわゆるはりの大変形の影響はほとんどない．ただし Wangら[9]，Williamsら[11]の研究では，荷重点のピンの位置と試験片の距離（Loading arm: d ）が大きい場合，ピンの位置が開口変位とともに回転移動することに起因する影響が大きくなり，しかも，この影響は δ / a の値が小さく，はりの大変形の影響のない領域でも無視できないことを指摘している．そこで，ここでは以下に示すように，初等はり理論でピン位置の移動を考慮した解析を行い，上述のWilliamsらの解析[11]と比較した．

Fig. 2-9 (a)のように試験片の厚さを $2h$ とし，D C B 試験片の片方を片持ちはりで近似する．はりの中心からピンの中心までの距離は $d + h / 2$ となる．荷重点でのはりの傾きを θ ， $M_\theta = -P (d + h / 2) \theta$ とすると，Fig. 2-9 (b) のように，問題は長さ a のはりに荷重 P とモーメント M_θ が作用する場合に置き換えられる．

$$\delta = \frac{2 P a^3}{3 E I} + \frac{M_\theta a^2}{E I} \quad (2-11)$$

$$\theta = \frac{P a^2}{2 E I} + \frac{M_\theta a}{E I} \quad (2-12)$$

式(2-12)を θ について解き式(2-11)に代入すると，

$$\delta = \frac{2 P a^3}{3 E I} \left(1 - \frac{3/4}{1 + \frac{1}{\alpha} \frac{E I}{P a^2}} \right) \quad (2-13)$$

となる．ここで α は次式で表される．

$$\alpha = \frac{d + h / 2}{a} \quad (2-14)$$

ここで荷重 P に対するはり理論の変位を

$$\delta_{\theta} = \frac{2 P a^3}{3 E I} \quad (2-15)$$

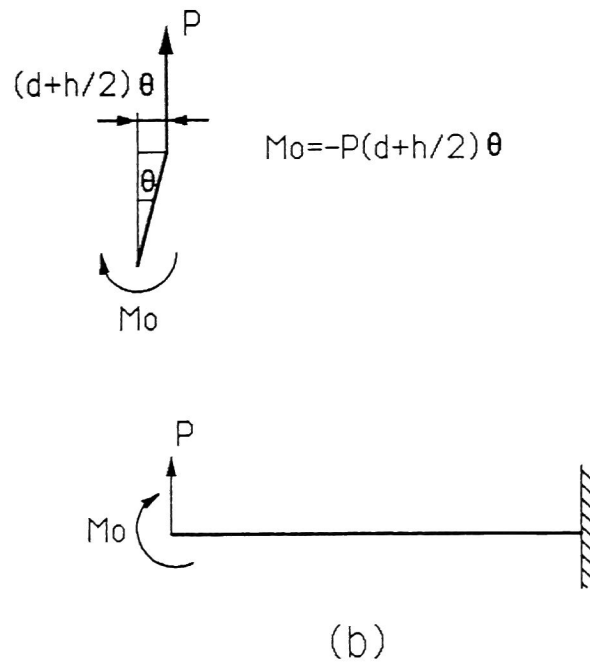
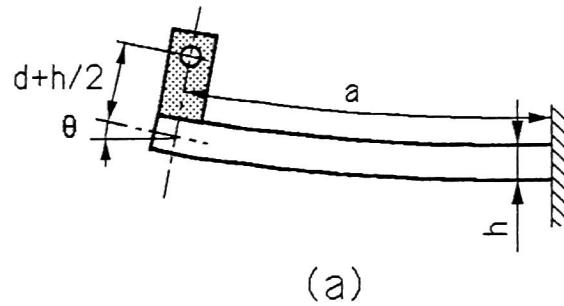


Fig. 2-9. Model to analyse the effect of the loading arm.

とおき, δ_0/a の高次項を無視すると, 式 (2-13) より,

$$\frac{\delta}{\delta_0} = 1 - \frac{9\alpha}{8} \frac{\delta_0}{a} \quad (2-16)$$

となる. したがって, 荷重-開口変位関係は次式のように近似される.

$$\delta_0 = \frac{2Pa^3}{3EI} = \delta \left(1 + \frac{9\alpha}{8} \frac{\delta}{a} \right) \quad (2-17)$$

次に, このように荷重-開口変位に非線形性が存在する場合, エネルギー解放率の計算に及ぼす影響を解析する. Fig. 2-10 のように荷重 P_1 に対する線形の場合の変位を δ_1 , 非線形の場合の変位を δ_p とする. 初期 (線形の場合の) コンプライアンスを

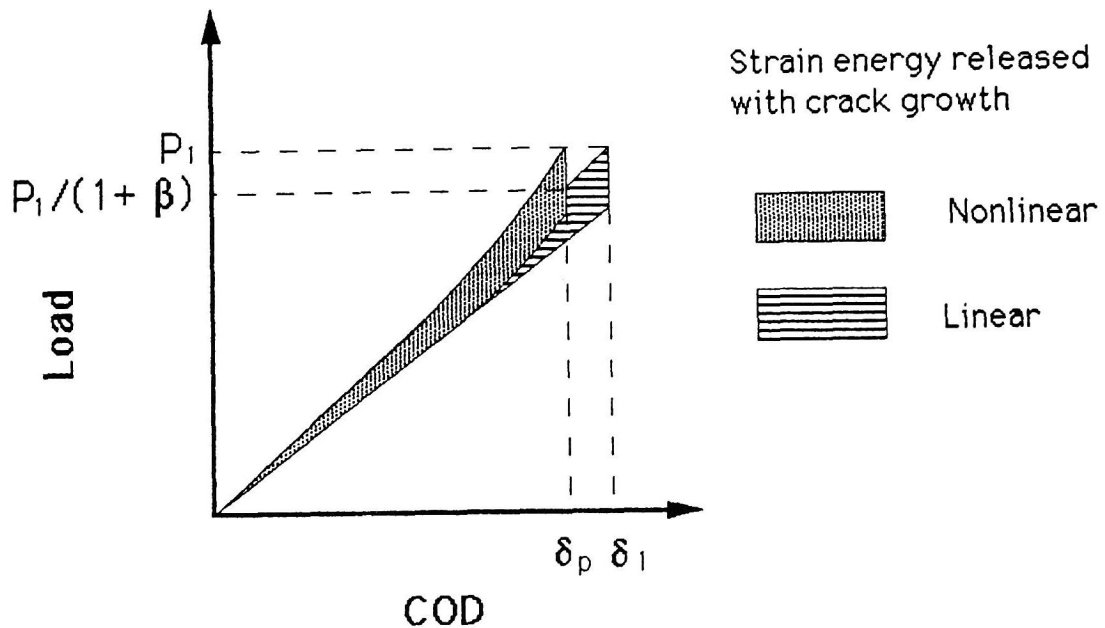


Fig. 2-10. Non-linear analysis of the energy release rate.

$$\lambda = \frac{\delta_0}{P} = \frac{2 a^3}{3 E I} \quad (2-18)$$

とすると，式（2-17）より $\delta = \delta_P$ のときの非線形の場合の荷重 P_1 の線形の場合の荷重 δ_P / λ に対する割合は

$$\frac{P_1}{\delta_P / \lambda} = 1 + \frac{9 \alpha}{8} \frac{\delta_P}{a} \quad (2-19)$$

となる．ここで右辺第2項を β とおく．

$$\beta = \frac{9 \alpha}{8} \frac{\delta_P}{a} \quad (2-20)$$

すなわち β は変位 δ_P のときの非線形の荷重の線形の荷重に対する増加の割合を示す．また，荷重－変位関係は，式（2-17）より次の2次式となる．

$$P = \frac{1}{\lambda} \delta \left(1 + \beta \frac{\delta}{\delta_P} \right) \quad (2-21)$$

したがって，はりのひずみエネルギーは

$$\begin{aligned} W &= \int_0^{\delta_P} P \, d\delta \\ &= \frac{1}{2 \lambda} \delta_P^2 \left(1 + \frac{2}{3} \beta \right) \end{aligned} \quad (2-22)$$

となり，エネルギー解放率は次式より求まる．

$$G = - \left. \frac{\partial W}{\partial A} \right|_{\delta = \text{const}}$$

$$\begin{aligned}
&= \frac{\delta_P^2}{2 \lambda^2} \left(1 + \frac{2}{3} \beta \right) \frac{d \lambda}{d A} \\
&= \left(1 - \frac{4}{3} \beta \right) \frac{P_1^2}{2} \frac{d \lambda}{d A}
\end{aligned} \tag{2-23}$$

ここで $d A = b d a$, b は試験片幅である。また, β の高次項を無視し, δ_P と P_1 の間に式 (2-21) が成立することを用いた。エネルギー解放率 G の線形解 $G_{Linear} = (P_1^2 / 2) (d \lambda / d A)$ に対する比, F は

$$\begin{aligned}
F &= G / G_{Linear} \\
&= 1 - \frac{4}{3} \beta
\end{aligned} \tag{2-24}$$

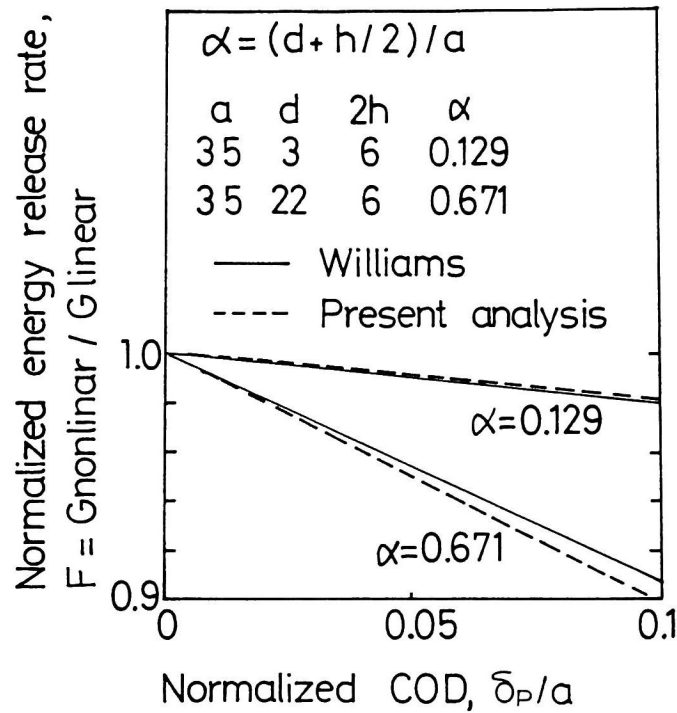


Fig. 2-11. Variation of normalized energy release rate with crack opening displacement based on nonlinear analysis.

となる。式(2-20)を用いると、

$$F = 1 - \frac{3}{2} \alpha \frac{\delta_p}{a} \quad (2-25)$$

と求まる。

き裂長さ $a = 35\text{mm}$ 、板厚 $2h = 6\text{mm}$ の積層板につき、 $d = 3\text{mm}$ (D法: Fig. 2-4)、 22mm (C法: Fig. 2-3) の場合を比較検討した。Williamsらの解析結果[11]とともにFig. 2-11に示す。本研究の範囲($a = 35 \sim 50\text{mm}$)では、上述の荷重点の移動によるモーメントを考慮したはり理論による簡易解析の結果は、Williamsらの非線形解析とほぼ一致した。図のように、 d が大きくなると、 G に及ぼす非線形性の影響が大きくなる。本研究の場合、下限界近傍の低伝ば速度領域を中心に検討したので、 $\delta_p/a < 0.05$ であった。したがって $d = 22\text{mm}$ の場合、最高5%程度の誤差を生じるが、応力拡大係数で扱えば誤差は2.5%以下となり、線形解を用いても許容しうると考えられる。ただし、 $d = 3\text{mm}$ の場合のほうが誤差は著しく小さく、D法(Fig. 2-4)のピン位置を試験片に近づけた治具を用いるのが良いことは明らかである。本研究でのエネルギー解放率は、荷重 $P < 147\text{N}$ の領域を直線で近似して求めた立ち上がり部分のコンプライアンスを使って、式(2-1)、(2-4)から求めた。

CF/PEEK積層板では、実験でも荷重-開口変位関係に下に凸の非線形性が見られた。Fig. 2-12は、疲労試験を中断して静的に負荷、除荷して測定したものである。なお、荷重が低い領域で上に凸になっているのは、破面あらし等の原因でき裂閉口現象が生じているためと考えられる。下に凸の非線形性は、上述の解析では式(2-17)のようにLoading armの長さに依存するはずである。しかし、実験では非線形性の荷重治具による違いは顕著には見られなかった。荷重-変位関係の非線形性を示すパラメータ β の値は、式(2-20)から $\delta/a = 0.05$ においてD法($\alpha = 0.129$)の場合0.007、C法($\alpha = 0.671$)の場合0.038と求まるが、実際の荷重-変位関係から求めた β の値はD法の場合0.02~0.03、C法の場合0.03~0.05となり、両法の差は計算値ほど明確でなかった。この原因

としては、Fiber bridging等の材料非線形性およびそのばらつきの効果が重なっていることが考えられる[18]。なお、一般に $R \geq 0.2$ で試験を行い、実際の疲労荷重の範囲($P_{\max} - P_{\min}$)の上下10%を除いた領域のデータをもとにコンプライアンスを測定したので、最小荷重 P_{\min} は20 N以上、コンプライアンスの測定領域の最小荷重は30 N以上となり、荷重の低い領域での上凸の $P - \delta$ 関係はコンプライアンス測定には影響を及ぼさない。

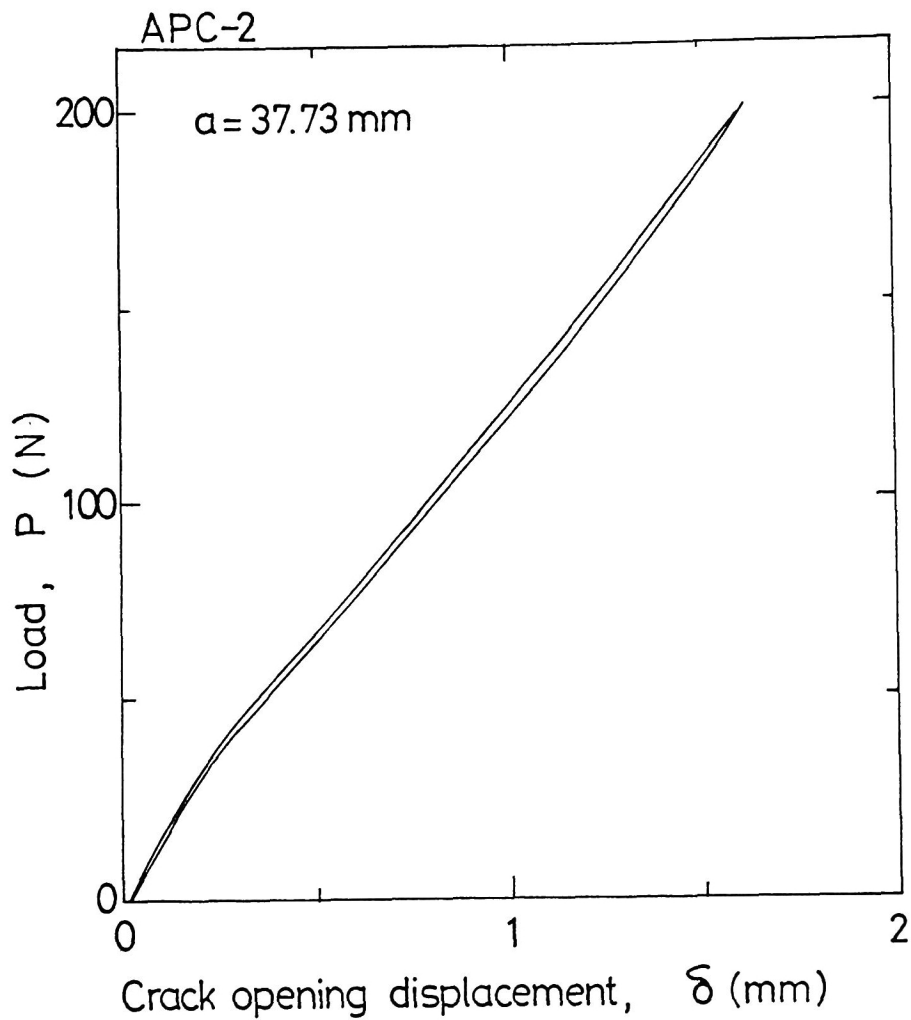


Fig. 2-12. Load-deflection curve for the APC-2 laminate.

2・4 疲労試験システム

疲労試験はFig. 2-13のように、電気油圧サーボ式試験機（島津製、容量9.8kN, 980N）に制御用（8bit）、および試験後のデータ処理用（16bit）の2台のパーソナルコンピュータを接続したシステムを用いて行った。さらに、アナログコントローラの代わりにマイコンを登載したデジタルコントローラとGPIBインターフェース、16bitパソコンを組み合わせた制御も検討した。また、一部では容量25kNの試験機（MTS社製）とミニコンピュータ（PDP11）を組合せた試験も行った。なお、試験機の容量が9.8kN, 25kNの場合は490Nのロードセルを用いた。これらのシステムでは最高200 μ secの間隔で、荷重、開口変位等のデータの同時サンプリングが可能である。試験中には、繰り返し速度が10Hzの場合で500～1000回毎に荷重、開口変位、コンプライアンス等を制御用パソコンのハードディスクに記録した。このデータは試験終了後、データ処理用パソコンに転送し、データ処理に用いた。

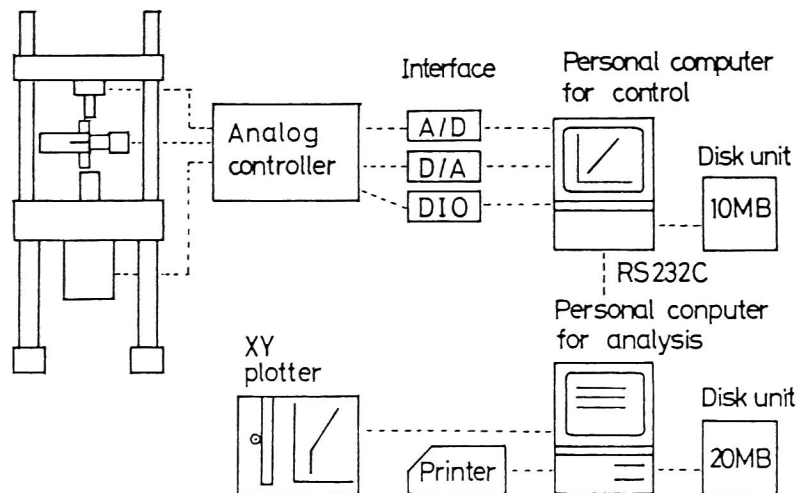


Fig. 2-13. Computer-controlled fatigue testing system.

2・5 き裂長さ測定

2・5・1 顕微鏡による測定

表面からのき裂測定には、一般には倍率10～30倍、分解能が $50\mu\text{m}$ 程度の読み取り顕微鏡が用いられることが多い。しかし、下限界近傍の低伝ば速度領域での測定のためには、例えば伝ば速度が 10^{-11}mm/cycle の場合、繰り返し数 10^6 回に対応するき裂進展量が $10\mu\text{m}$ と小さくなるため、数 μm 程度の分解能が必要である。そのため、金属顕微鏡の鏡筒部および微動部のみを精密移動台の上に取り付け、倍率を最高400倍として観察を行った。き裂進展量は、測微接眼レンズを用い、き裂先端近傍の試験片表面の凹凸を基準点として測定した。この場合の分解能は約 $1\mu\text{m}$ である。また、後述のき裂長さをコンプライアンス法で行う場合も、キャリブレーションのための $\lambda - a$ 関係を求めるためにき裂長さ測定が必要であるが、これには鏡筒を改造した倍率100倍、分解能 $10\mu\text{m}$ の測微顕微鏡を用いた。測定は試験片の両側から行い、その平均値を測定値とした。試験中のき裂長さ測定は、荷重を疲労荷重の最大値と最小値の間で保持して行った。試験片表面は、#800程度のサンドペーパーで研磨、又は研削加工後、白色のスプレー式塗料をごく薄く塗り、顕微鏡観察を容易にした。疲労試験終了後に引き続いて破壊靱性試験を行った場合に、疲労破面と静的破面の境界は表面観察でのき裂先端と一致することを確認しており、塗料がごく薄い場合は、き裂長さ測定には影響を及ぼさないと考えられる。なお、水中の試験では塗料が膨潤し、試験片表面から浮き上がる等の問題を生じた。この場合は、塗料を取り除いた後再塗装し、き裂伝ば速度が 10^{-11}mm/cycle 以下を与える低い荷重で100回程度疲労負荷を与えた後、き裂長さ測定を行った。

2・5・2 コンプライアンス法による自動測定

疲労試験中に2・4節で説明した試験システムを用いてコンプライアンス λ を精密に測定し、式(2-4)の $\lambda - a$ 関係からき裂長さ a を自動測定した。コンプライアンスの測定は、試験中に500～1000cycle毎に10cycle分約200点の荷重－変位関係を測定し、最小自乗法を用いて行った。

A, B, Dの各方法 (Figs. 2-1, 2-2, 2-4) につきコンプライアンスから計算したき裂長さの実測値をFigs. 2-14~2-16に示す。これらの図に示した結果はいずれも伝ば速度が $10^{-10} \sim 10^{-11} \text{ m/cycle}$ と低く、図に示した $1.5 \times 10^4 \text{ cycle}$ の間のき裂進展量は $1 \mu \text{ m}$ 程度以下である。Fig. 2-14の△印はL形タブを用いたA法 (Fig. 2-1) の結果で、1000cycle毎に求めたき裂長さの分解能は $\pm 50 \mu \text{ m}$ 程度であり、下限界近傍の自動測定は不可能であった。この原因の一つとしては、長いアルミタブのため試験片に振動が生じることが考えられる。これに対しちょうつがいを用いたB法 (Fig. 2-2) で1000cycle毎に求めたき裂長さは、Fig. 2-14の○印のように $\pm 10 \mu \text{ m}$ の分解能を与えた。この○印で示される測定点を50点平均した結果 (●印) からは、ほぼ $1 \mu \text{ m}$ の分解能を得ることができた。また、C法 (Fig. 2-3) の場合もほぼ同様の結果が得られた。Fig. 2-15はD法 (Fig. 2-4) の結果である。試験片に直接

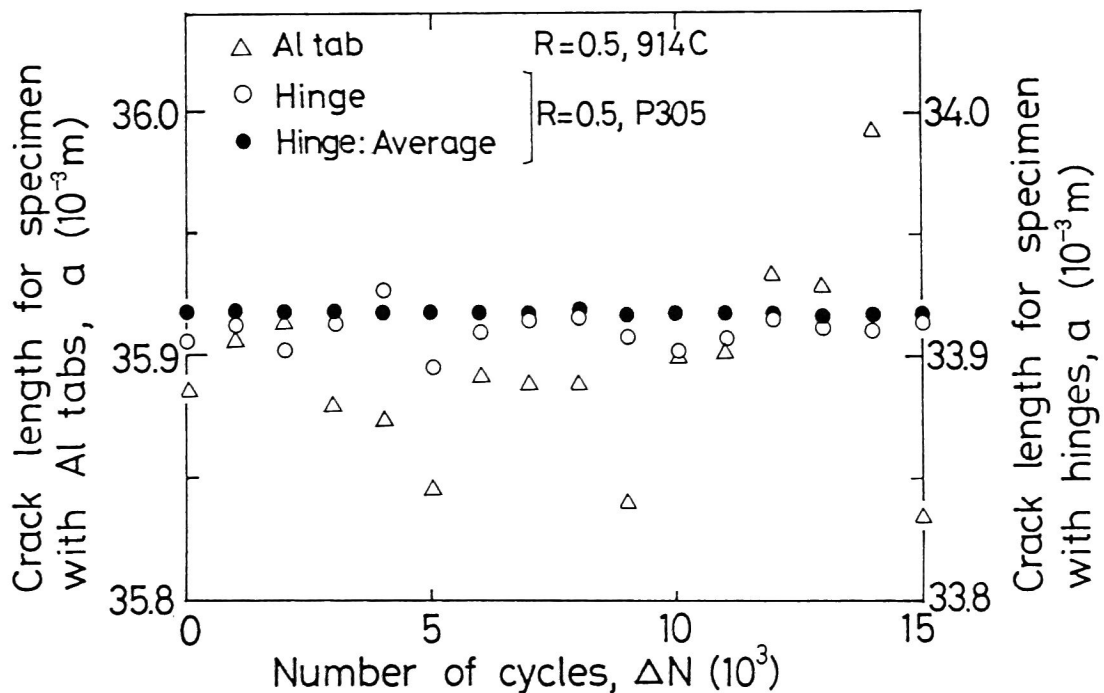


Fig. 2-14. Crack length calculated from compliance for specimens with L-type Al tabs (Method A) and with hinges and Al blocks (Method B).

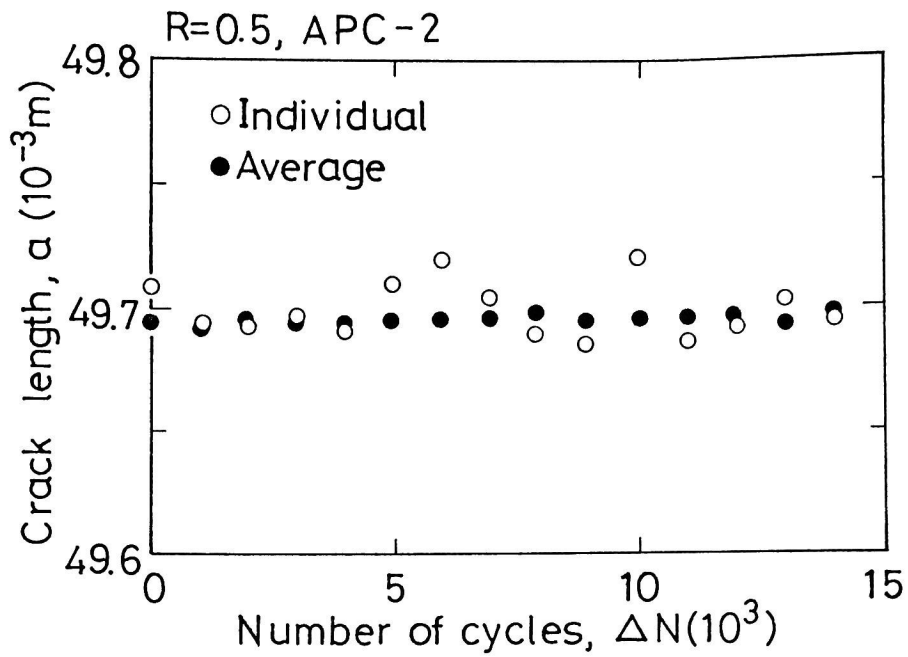


Fig. 2-15. Crack length calculated from compliance for specimen with pins and Al blocks (Method D).

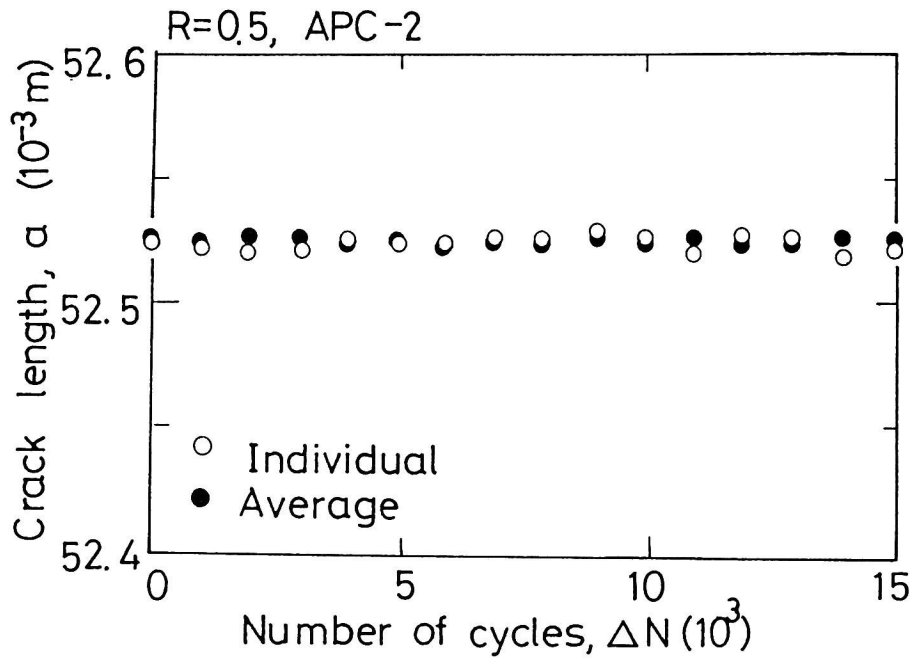


Fig. 2-16. Crack length calculated from compliance for specimen with pins and Al blocks (Method D) by using modified software.

変位計を取り付けず、ピンを用い、負荷治具側でコンプライアンスの測定を行ったため、1000 cycle 毎の測定点（○印）の分解能は $\pm 20 \mu\text{m}$ と若干低下したが、50点の平均値（●印）はほぼ $1 \sim 2 \mu\text{m}$ の十分な分解能を与えた。

前節で触れたように制御に用いたパソコンが16 bitの場合は、高速処理が可能なためソフトウェアの改良を試みた。D法での結果をFig. 2-16 に示す。約20 cycle毎に最小自乗法でコンプライアンスを求め、その結果の5点の平均値を1000cycle毎の測定点（○印）としたため、分解能が $\pm 5 \mu\text{m}$ と、Fig. 2-15 と比べ向上した。●印は○印50点の平均値で、分解能は $1 \mu\text{m}$ 以下と向上している。このように、治具、ソフトウェアの改良により、下限界近傍の低伝ば速度領域でも十分なき裂長さの自動測定法を開発することができた。なお、き裂伝ば速度の速い領域では適宜平均化処理をする点数を減らして、平均化処理による測定誤差が生じないように配慮した。

コンプライアンス法によるき裂長さ a の測定は、幅方向の平均の長さを表しており、表面観察よりばらつきのない正確なき裂長さが求められると考えられる。A法（Fig. 2-1）を除いては、コンプライアンス法のみでき裂進展量を測定した。また、コンプライアンス法でき裂長さを測定した場合は、原則として疲労試験は終了時まで疲労負荷を中断することなく行った。

2・3節での幾何学的非線形の影響も考慮してA法からD法までの試験片および負荷治具を総合比較した結果、CF／エポキシ積層板ではC法（Fig. 2-3）又はD法（Fig. 2-4）、CF／PEEK積層板ではD法（Fig. 2-4）の試験片および負荷治具を用いるのが、コンプライアンス法でのき裂長さ測定、正確なエネルギー解放率評価の観点から最適と考えられる。

2・5・3 荷重－変位関係の非線形性の影響

CF／PEEK積層板の荷重－開口変位関係に僅かの非線形性がある場合でも（Fig. 2-12 参照）、前節のコンプライアンス法によるき裂長さ測定には影響を及ぼす。そこで最大荷重 P_{max} が147Nでの値で無次元化したコンプライアンスの P_{max} 依存性を調べたところ、同一の試験片ではき裂長さに依らず P_{max} の

一次式で近似できた。すなわち

$$\lambda(a, P_{\max}) = \lambda_a(a) \lambda_P(P_{\max}) \quad (2-26)$$

のように分離できた。ここで $\lambda_P(147\text{N}) = 1$ である。 $\lambda_P(P_{\max})$ と P_{\max} の関係を Fig. 2-17 に示した。非線形性の存在する場合、試験片毎に $\lambda_P(P_{\max})$ を求めき裂長さ測定に用いた。 Fig. 2-17 および式 (2-26) で λ_P が P_{\max} の 1 次式であることは、前述の式 (2-17) による近似の妥当性を示しているものと考えられる。

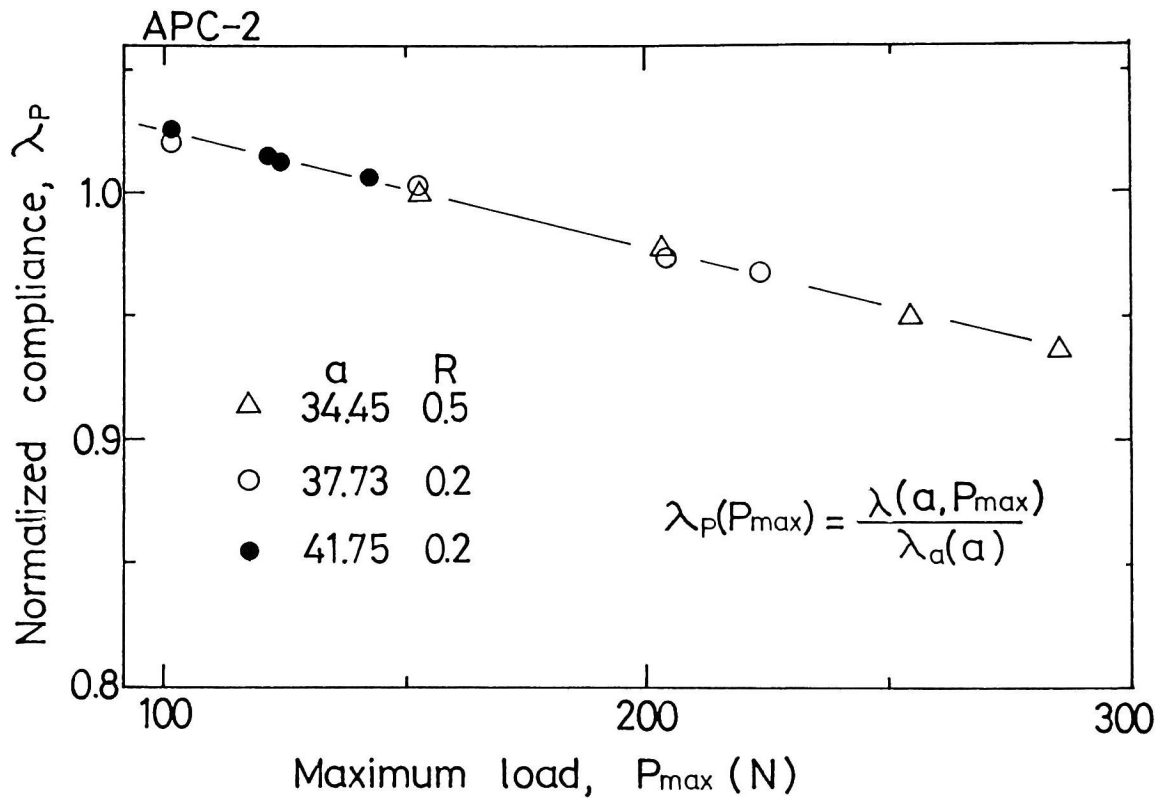


Fig. 2-17. Relation between normalized compliance and maximum load in G-decreasing test.

2・6 荷重減少試験条件の確立

2・6・1 荷重減少の手法

Fig. 1-11 のような疲労き裂進展試験を行う場合、応力比 R を一定に保ちながら破壊力学パラメータ (K , G) を徐々に下げてき裂伝ば速度を測定する、いわゆる K 値 (G 値) 漸減試験が行われる。この場合、き裂先端の進行方向には破壊領域 (プロセスゾーン) が存在するため、き裂先端は常にその時点以前の荷重によって形成された破壊領域中を進展する。したがって、一般に疲労き裂伝ば挙動は荷重履歴の影響を大きく受ける。Fig. 2-18 に模式図を示す。き裂長さが a_1 の時の応力拡大係数を K_1 , a_2 の時の応力拡大係数を K_2 とする。き裂長さが a_2 の時にもき裂先端は K_1 の破壊領域中に存在する。この破壊領域の大きさは K^2 に比例しており、圧縮の残留応力が存在する。そのため、 K_1 と K_2 の差が大きい場合、Fig. 2-18 の K_2 でのき裂先端の応力場は応力拡大係数が K_2

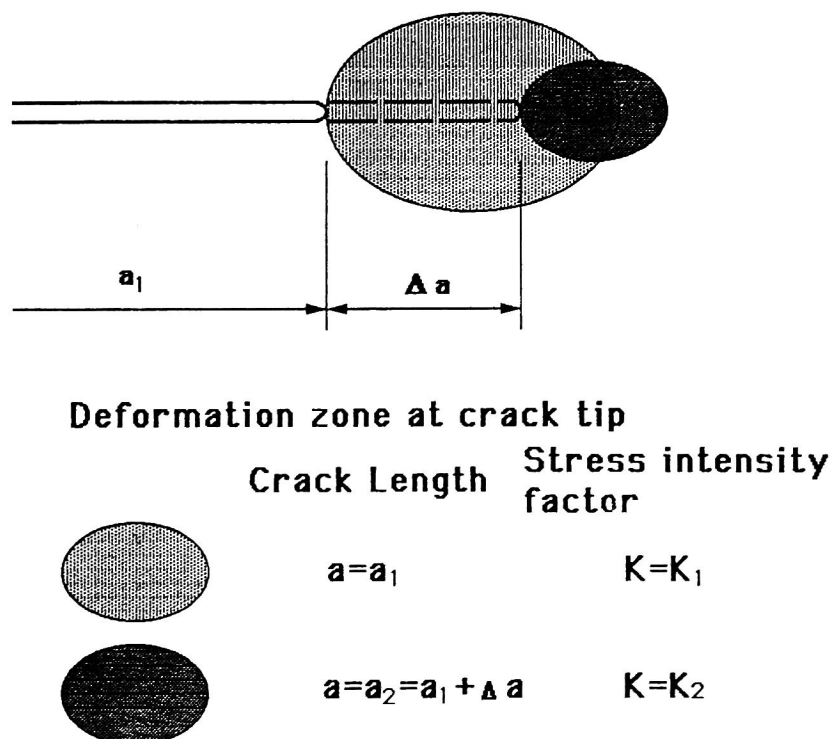


Fig. 2-18. Schematic of change in the damaged zone with crack growth.

で一定でき裂が進展する場合の応力場と大きく異なることになる。正確にき裂伝ば挙動を測定するためには、試験中に応力拡大係数を徐々に下げることが必要である。金属材料等を目的に制定された A S T M E 6 4 7 - 8 8 [19] では応力拡大係数の下げ方を次式で規定している。

$$C = \left(\frac{1}{K} \right) \left(\frac{dK}{da} \right) > -0.08 \text{ mm}^{-1} \quad (2-27)$$

ここで C は相対的な応力拡大係数の変化速度である。また、K と G の間には式 (2-2) の関係が存在するので、エネルギー解放率の相対的な変化速度は次式のように 2 C となる。

$$2C = \left(\frac{1}{G} \right) \left(\frac{dG}{da} \right) = \left(\frac{2}{K} \right) \left(\frac{dK}{da} \right) \quad (2-28)$$

式 (2-27) は ΔK , K_{\max} , K_{\min} , 式 (2-28) は ΔG , G_{\max} , G_{\min} につき成立する。応力比 R および相対的な応力拡大係数の変化速度 C を一定に保ち試験を行う場合、式 (2-27) から K と a の間には次式の関係が成立する。

$$K = K_0 \exp [C (a - a_0)] \quad (2-29)$$

ここで K_0 は初期き裂長さ a_0 に対応する応力拡大係数である。また、式 (2-28) から G と a の間には次式の関係が成立する。

$$G = G_0 \exp [2C (a - a_0)] \quad (2-30)$$

ここで G_0 は初期き裂長さ a_0 に対応するエネルギー解放率である。

2・6・2 試験機の制御

式 (2-27), (2-28) に基づき、相対的な破壊力学パラメータの変化速度を一定に保つための試験機の制御は次のようになる。式 (2-1) に式 (2-4) を代入すると

$$G = 1 / (2 b) P^2 n D a^{n-1} \quad (2-31)$$

となる。この式を a で微分し、式 (2-28) を代入すると

$$\frac{1}{P} \frac{dP}{da} = C - \frac{n-1}{2a} \quad (2-32)$$

となり、荷重制御の場合の荷重の変化式が求まる。また、変位制御の場合、コンプライアンスの定義から開口変位量 δ は次式で示される。

$$\delta = \lambda \cdot P \quad (2-33)$$

これを a で微分し、式 (2-4)、(2-28) を用いることにより開口変位の変化式が次式のように求まる。

$$\frac{1}{\delta} \frac{d\delta}{da} = C + \frac{n+1}{2a} \quad (2-34)$$

試験機の制御状態により、式 (2-32)、又は (2-34) を用い、コンプライアンスの変化から計算されるき裂進展に応じて制御量を変化させることにより、相対的な応力拡大係数、エネルギー解放率の変化速度一定の試験を行うことができる。ここで、本研究の実験条件はき裂長さが $a = 25 \sim 50 \text{ mm}$ 、一回の疲労試験でのき裂進展量が最大約 10 mm 、 $C = -0.1 \sim -2.3$ 、 $n = 2.3 \sim 2.6$ であるので、式 (2-32)、(2-34) の第2項をき裂長さに対して変化させなくても、近似的に応力拡大係数、エネルギー解放率の変化速度が一定の試験を行うことが可能である。試験中の最大荷重、最小荷重の繰返し数に対する変化を Fig. 2-19 に示す。 $da/dN = \Delta K$ 、 ΔG の関係がべき乗則にのって伝ばしている場合は、この図のように滑らかに荷重が減少する。試験中にこの荷重-繰返し数の関係を記録することは、直感的に試験が正常に進行しているかどうかを判断する上で非常に参考になる。

コンピュータ制御を用いない場合でも、開口変位を一定に保てば荷重漸減試験

を行うことは可能である。式 (2-34) で $d\delta / da = 0$ とおけば

$$C = - \frac{n+1}{2a} \quad (2-35)$$

となり、 $n = 2.3$ の場合で、 $a = 25 \sim 50 \text{ mm}$ に対し $C = -0.07 \sim -0.03 \text{ mm}^{-1}$ の緩やかな応力拡大係数の減少速度となる。ただし、下限界近傍の長期試験（2週間程度）の場合、若干のクリープ等の永久変形を生ずることがあり、この方法では応力比を一定に保つのは困難である [7]。

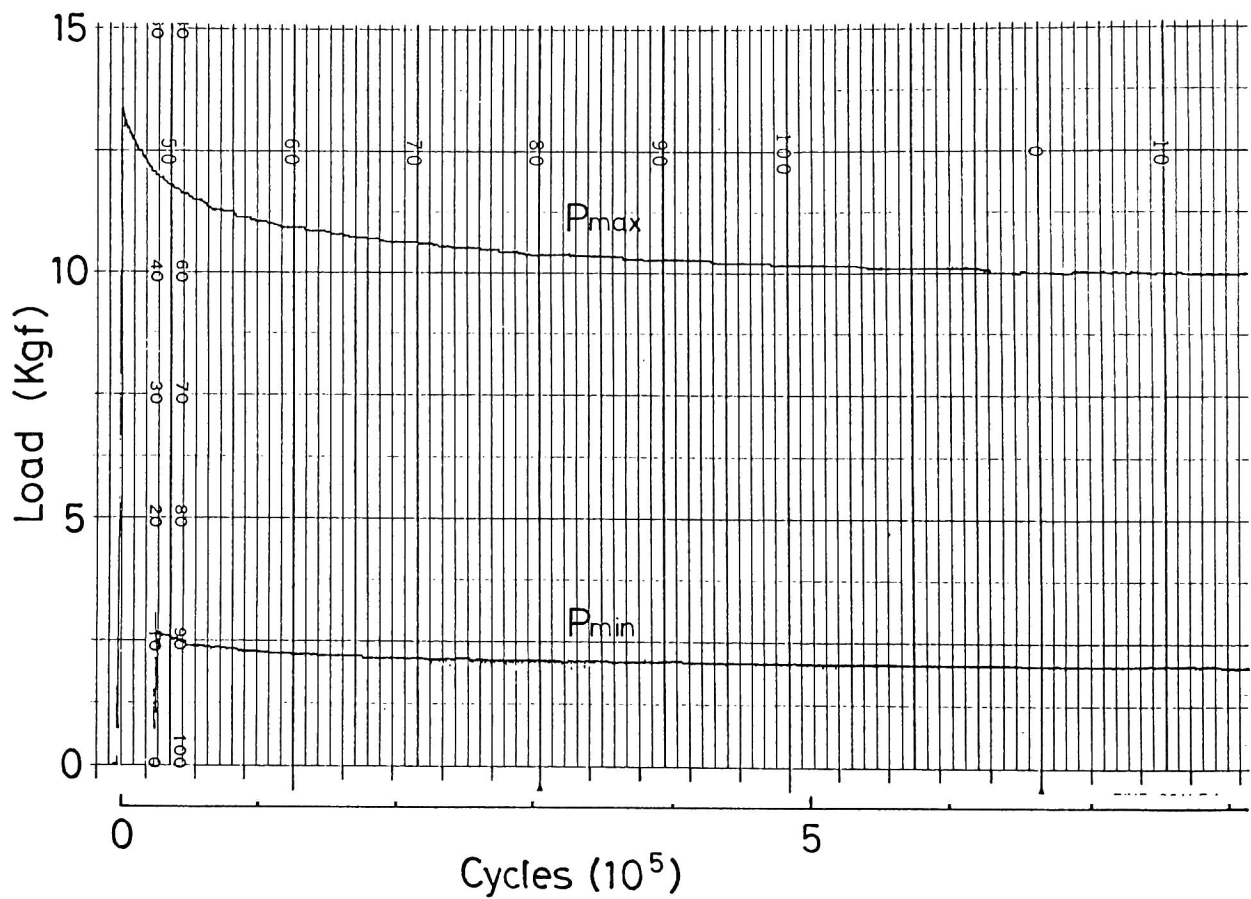


Fig. 2-19. Variation of peak and valley loads with stress cycling during load-shedding test.

2・6・3 荷重減少速度の限界値の測定

式(2-27)に示したASTMの規格は主に金属材料を対象としたもので、新しい材料に対しては結果に影響を及ぼさない相対的な応力拡大係数の変化速度 C (エネルギー解放率の変化速度 $2C$)の限界値を確認することが必要である。ここではCF/エポキシ、CF/PEEK積層板につき、試験条件の確立を目的として $2C$ を変えた実験を行った。試験条件はいずれも10Hzの正弦波、23℃50%RH大気中である。

(1) CF/エポキシ積層板

まず、914C積層板で $2C$ を -0.32 、 -1.1 、 -3.2 mm^{-1} と一定に保ち、 $R=0.2$ の G 値漸減試験を行った。Fig. 2-20に ΔG とき裂進展量 Δa の関係を示す。式(2-30)のように図中の直線の傾きが $2C$ の値である。対応するき裂伝ば

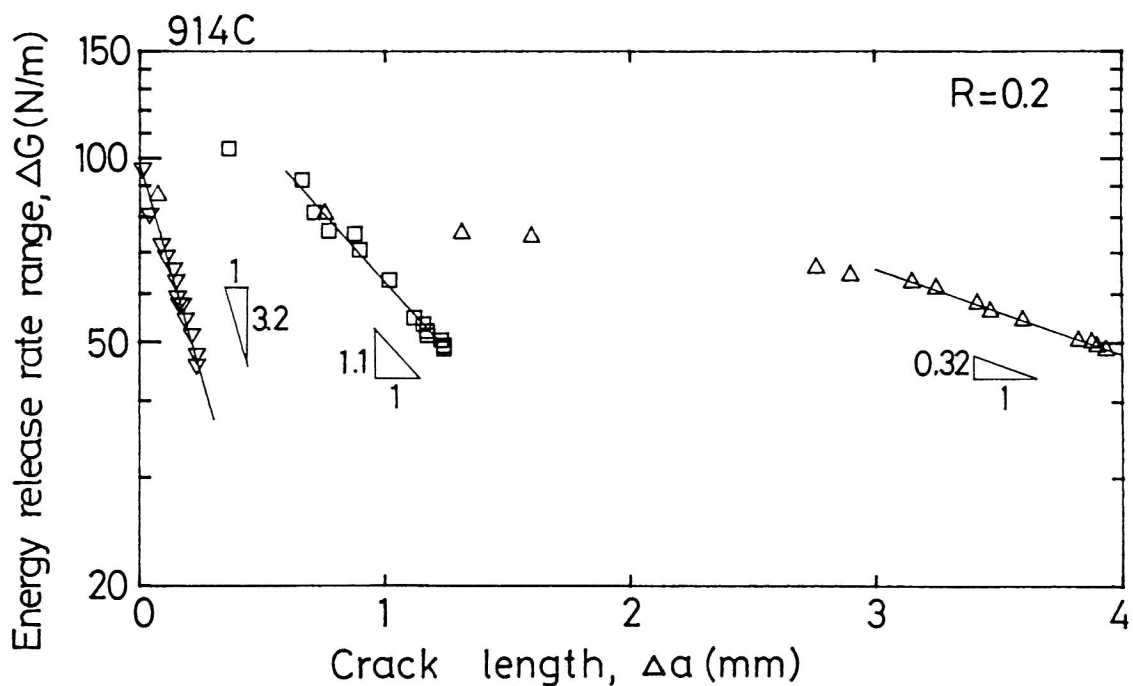


Fig. 2-20. Change in energy release rate with crack length for the 914C laminate (G-decreasing test).

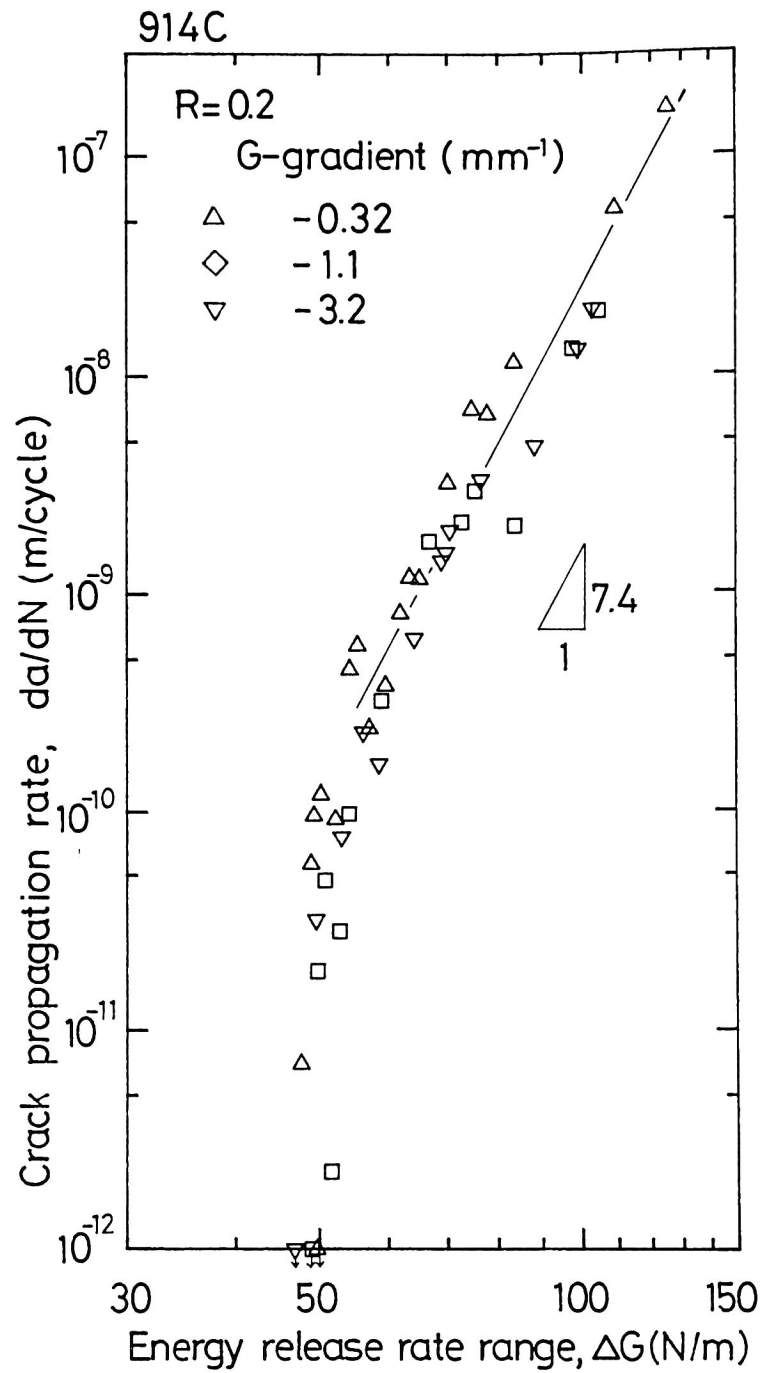


Fig. 2-21. Effect of normalized gradient of energy releases rate for the 914C laminate (G-decreasing test).

速度と ΔG の関係をFig. 2-21に示す。前述のASTM規格($2C > -0.16 \text{ mm}^{-1}$)よりはるかに大きな減少速度をとっても、 $2C$ の値は下限界近傍のべき乗則の成立しない領域を含め $da/dN - \Delta G$ 関係に影響を及ぼさない。

次に同じ914C積層板で、 G 値漸減試験と荷重履歴の影響を受けないとされる G 値漸増試験を比較した。 $R=0.5$ において、一本の試験片を用い $2C = -0.77 \text{ mm}^{-1}$ の G 値漸減試験に引続き $2C = 0.60 \text{ mm}^{-1}$ の G 値漸増試験を行った。 $\Delta G - \Delta a$ 関係をFig. 2-22に、対応する $da/dN - \Delta G$ 関係をFig. 2-23に示す。 G 値漸減試験の $2C$ の値が適当かどうかの確認には、荷重漸増試験との一致が最適な方法とされており[20]、ここではその一致を確認することができた。

Figs. 2-24, 2-25はP305積層板で $2C$ を -0.38 , -1.8 mm^{-1} と変えた場合の結果であるが、914C積層板と同様に $2C$ の影響は見られない。このように、本研究で用いたエポキシをマトリックスとする積層板の場合、 $2C > -2 \text{ mm}^{-1}$ に

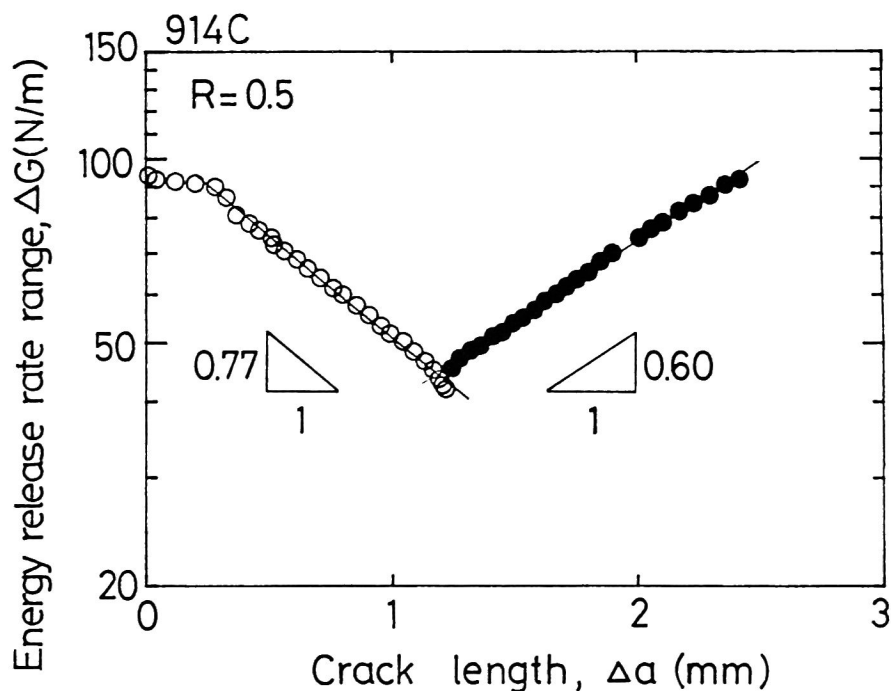


Fig. 2-22. Change in energy release rate with crack length for the 914C laminate (G-decreasing and increasing test).

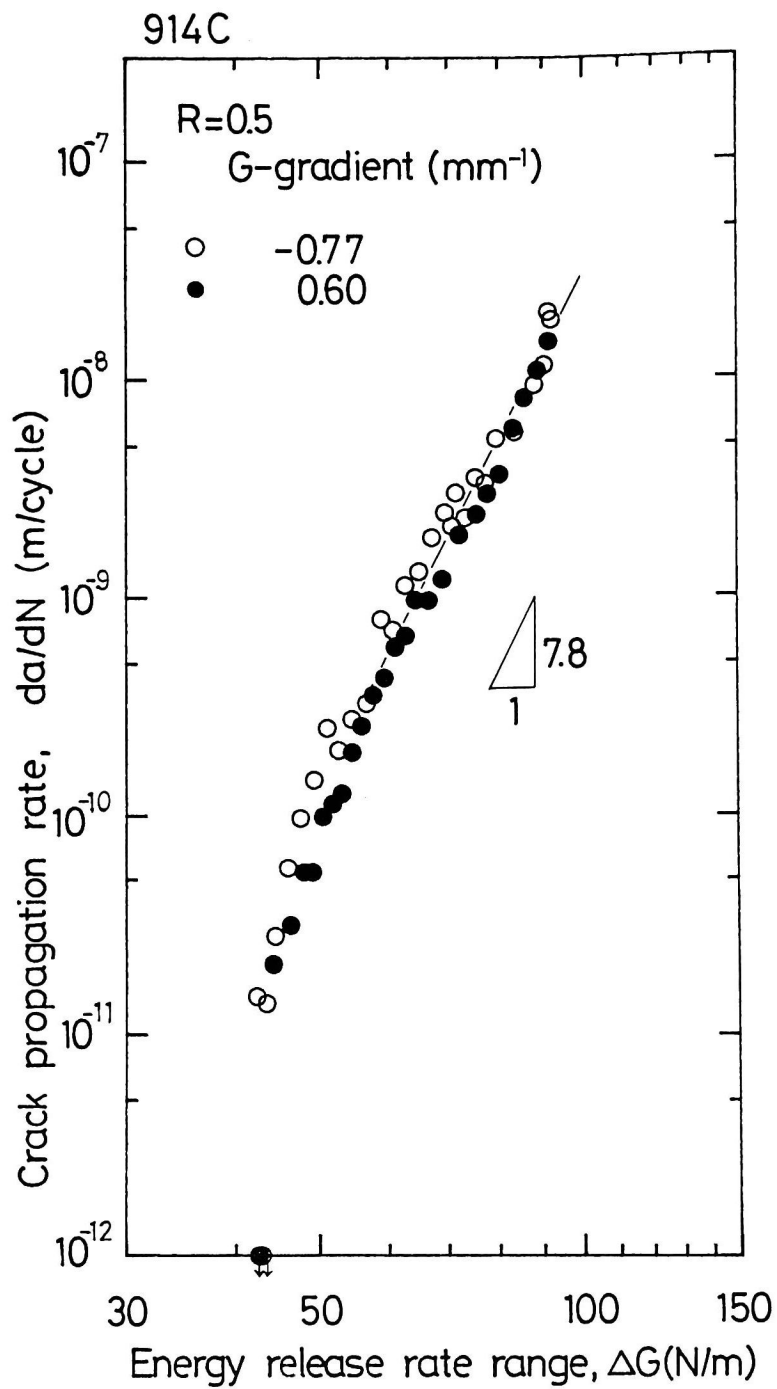


Fig. 2-23. Comparison of G-decreasing and G-increasing test for the 914C laminate.

保てば、荷重減少条件はき裂伝ば挙動には影響を及ぼさないことが明らかとなった。ただし $2C$ の値をあまり小さくすると、き裂進展量が小さくなり、十分なデータが採れなくなるため、現実には $2C = -0.4 \sim -0.8 \text{ mm}^{-1}$ 程度で実験を行うのが適当である。

金属材料では、荷重履歴の影響として、一定振幅の疲労荷重に少数回の大荷重が加わる場合にき裂伝ばの遅延現象がみられることが知られている。これに対して、Bathias[8]らはガラス繊維／エポキシ積層板の層間はく離疲労き裂伝ば試験において、過大荷重による遅延が起こらず逆にき裂進展量の増大がみられること、2段の繰り返し変動荷重下でのき裂伝ばが線形加算で説明できることを報告しており、上述の荷重履歴の影響がみられないことと傾向が一致している。

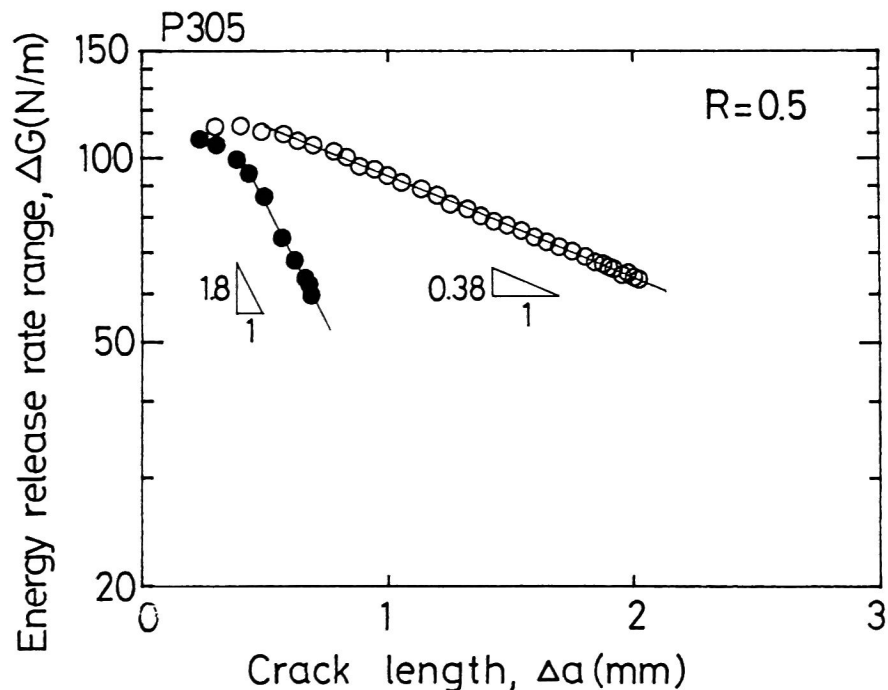


Fig. 2-24. Change in energy release rate with crack length for the P305 laminate (G-decreasing test).

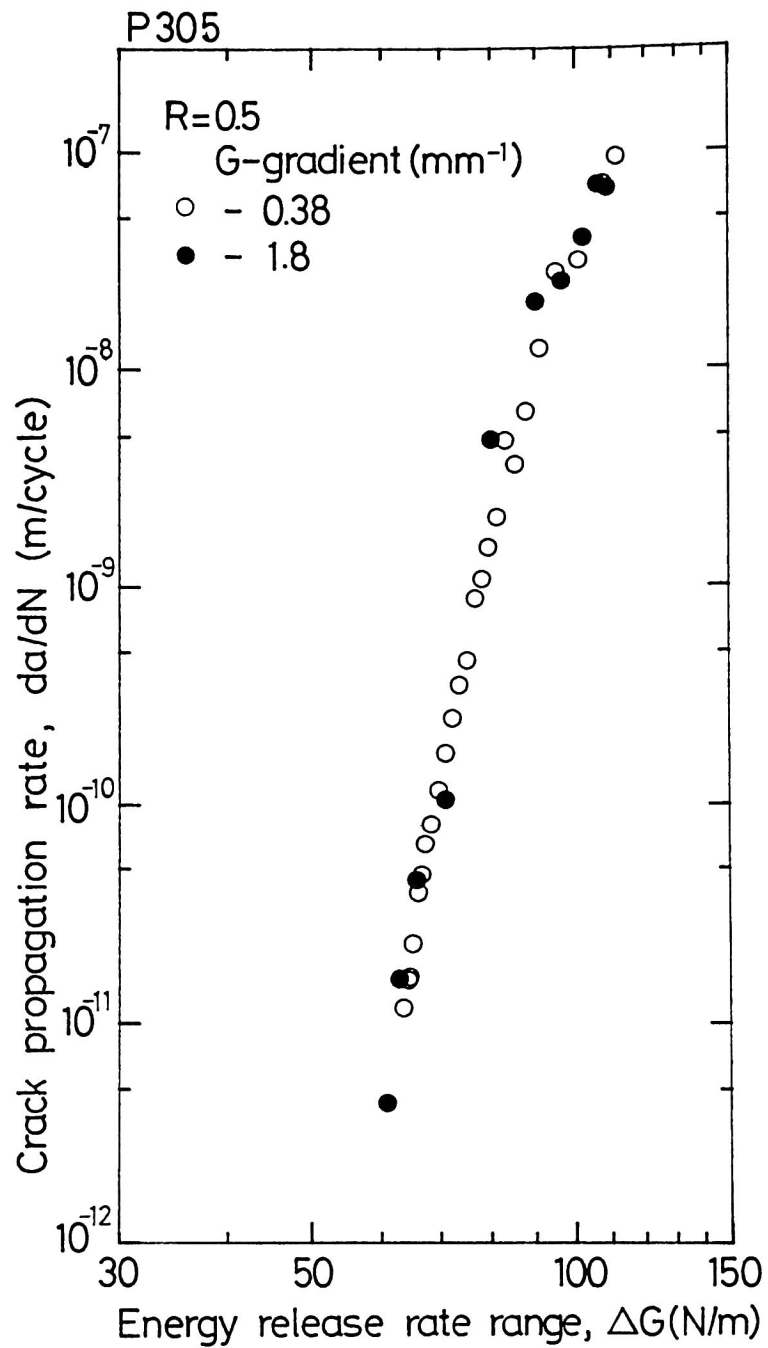


Fig. 2-25. Effect of normalized gradient of energy releases rate for the P305 laminate (G-decreasing test).

(2) CF/PEEK積層板

CF/PEEK積層板につき同様の検討を行った。Figs. 2-26, 2-27に $2C = -0.29, -0.87, -4.6 \text{ mm}^{-1}$ と変化した場合の $\Delta G - a$ 関係、およびき裂伝ば速度 da/dN とエネルギー解放率範囲 ΔG の関係を示す。 $2C$ が $-0.29, -0.87 \text{ mm}^{-1}$ の場合は全領域でほぼ同一の結果を示すが、 -4.6 mm^{-1} の場合は、下限界値は約50%上昇し、危険側の評価をもたらした。APC-2の場合、き裂進展抵抗(G値)が高く、プロセスゾーンが大きいと考えられる。APC-2では、静的な破壊靱性試験において、き裂先端での破壊領域がプリプレグ界面の層間に留まらず、層内にまで及んでいることが報告されている[21, 22]。APC-2積層板では $2C > -0.9 \text{ mm}^{-1}$ の範囲で実験を行う必要のあることが明らかとなった。

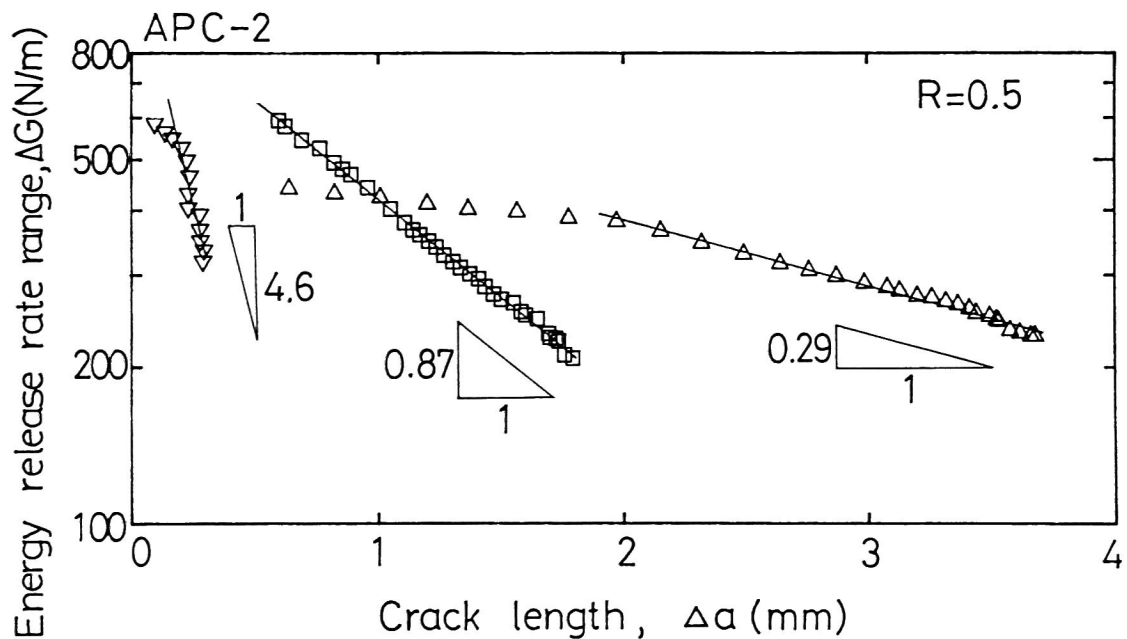


Fig. 2-26. Change in energy release rate with crack length for the APC-2 laminate (G-decreasing test).

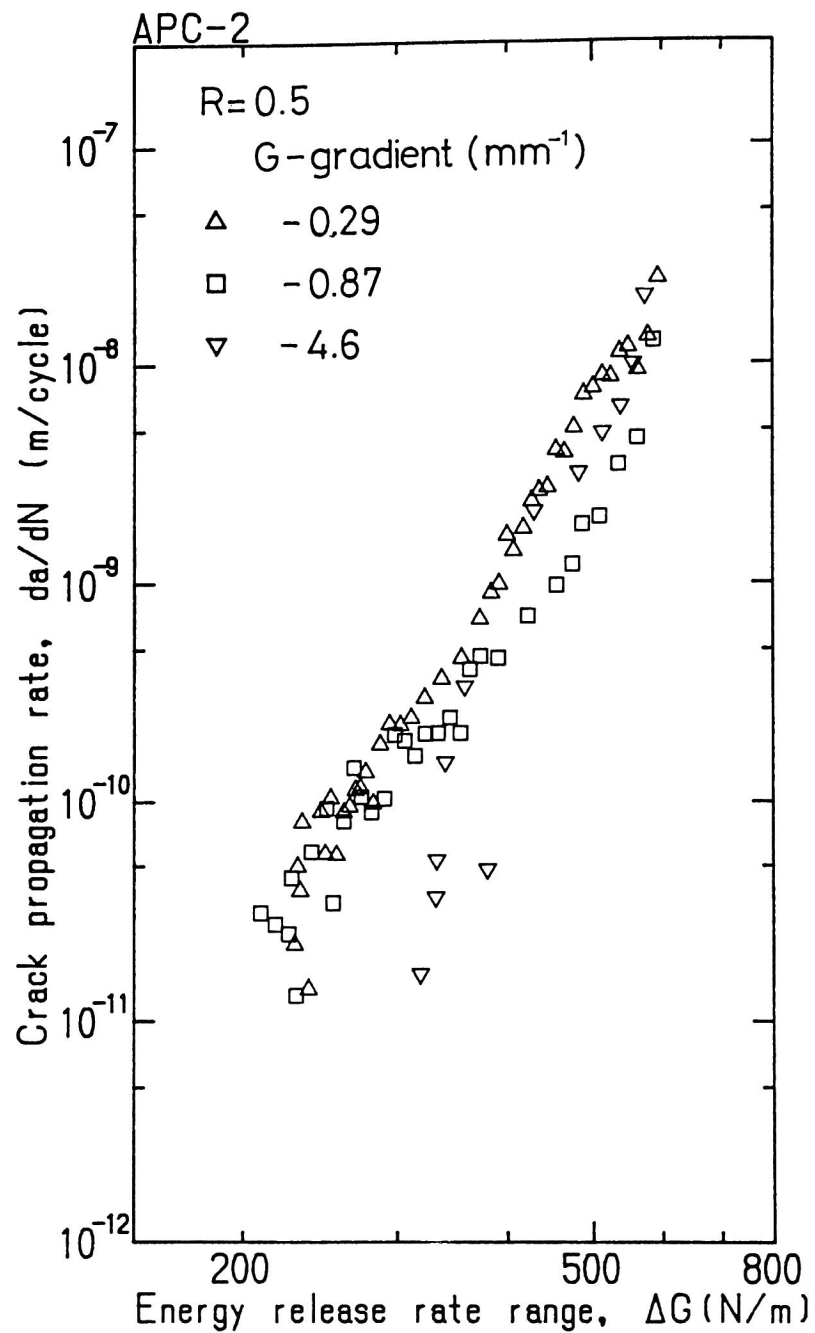


Fig. 2-27. Effect of normalized gradient of energy releases rate for the APC-2 laminate (G-decreasing test).

2・7 結言

本章では、計算機を接続し自動化した、積層板のモードⅠ層間はく離疲労き裂伝ば特性評価法について述べた。結果をまとめると次のとおりである。

(1) ちょうつがい、およびピンとアルミブロックを用いた負荷治具を開発し、下限界近傍の低伝ば速度領域でも十分な分解能で、き裂進展をコンプライアンスから自動測定することができた。また、この分解能を向上させるため、ソフトウェアを併せて開発した。

(2) パーソナルコンピュータを用いた試験機の制御を行い、相対的なエネルギー解放率、又は応力拡大係数の変化速度を一定に保ったき裂伝ば試験を行った。これにより、長期の下限界近傍疲労き裂伝ば試験を自動化した。

(3) エネルギー解放率漸減試験においてその相対的な減少速度を変え、下限界近傍で同一のき裂伝ば挙動が得られる限界値を求めた。その結果、CF／エポキシ積層板では相対的なエネルギー解放率の減少速度が -2 mm^{-1} 以上の範囲で影響のないことを明らかにした。また、CF／PEEK積層板では相対的なエネルギー解放率の減少速度を -0.9 mm^{-1} 以上に保てば良いことが明らかとなった。さらに、CF／エポキシ積層板では、エネルギー解放率漸減試験と漸増試験での伝ば速度の一致も確認した。

(4) 負荷治具のピンの位置と試験片の距離 (Loading arm) が大きい場合の幾何学的非線形の影響を解析し、本研究で取り扱った範囲内では、この影響が無視できること、はりの大変形による非線形効果が小さい領域でも、Loading arm が大きい場合の非線形効果は大きいことを明らかにした。

参考文献

- (1) de Charentenay, F. X., and Benzeggagh, M., Fracture Mechanics of Mode I Delamination in Composite Materials, Proc. Third Int. Conf. Compos. Mat., 1, 186-197 (1980) Pergamon Press, Oxford.

- (2) 影山和郎, 北條正樹, 層間破壊靱性試験, ”有機・複合系新素材の標準化に関する調査研究成果報告書, 炭素繊維複合材料編”, 356-368 (1989) 高分子素材センター.
- (3) Proposed Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Continuous Fiber Reinforced Composite Materials, ASTM D30.02.02 Subcommittee資料, (1989) ASTM.
- (4) 劔持潔, VAMASについて, 日本複合材料学会誌, 13-3, 144-145 (1987).
- (5) Wilkins, D. J. , Eisenmann, J. R., Camin, R. A. Margolis, W. S., and Benson, R. A., Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 168-183 (1982).
- (6) Ramkumar, R. L., and Whitcomb, J. D., Characterization of Mode I and Mixed-Mode Delamination Growth in T300/5208 Graphite/Epoxy, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 315-335 (1985).
- (7) Gustafson, C.-G., Jilken, L., and Gradin, P. A., Fatigue Thresholds of Delamination Crack Growth in Orthotropic Graphite/Epoxy Laminates, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 200-216 (1985).
- (8) Bathias, C., and Laksimi, A., Delamination Threshold and Loading Effect in Fiber Glass Epoxy Composite, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 217-237 (1985).
- (9) Wang, S. S., Suemasu, H., and Zahlan, N. M., Interlaminar Fracture of Random Short-Fiber SMC Composite, J. Compos. Mat., 18, 574-594 (1984).
- (10) 石川隆司, 松嶋正道, 小林繁夫, D C B試験片を用いた一方向材のモード I 層間破壊靱性試験に関する二, 三の考察, 第10回複合材料シンポジウム講演要旨集, (1985) 101-104.

- (11) Williams, J. G., Large Displacement and End Block Effects in the 'DCB' Interlaminar Test in Mode I and II, J. Compos. Mat., 21, 330-347 (1987).
- (12) 末益博志, 細田博幸, 奈良敢也, 織物複合材料板の層間破壊靱性に関する研究, 日本複合材料学会誌, 13, 225-232 (1987).
- (13) Standard Tests for Toughened Resin Composites, NASA Reference Publication 1092, July (1983).
- (14) 例えば, 岡村弘之, "線形破壊力学入門", p.57 (1976) 培風館.
- (15) Sih, G. C., Paris, P. C., and Irwin, G. R., On Cracks in Rectilinearly Anisotropic Bodies, Int. J. Fracture Mechanics, 1, 189-203 (1965).
- (16) Carlsson, L. A., and Pipes, R. B., "Experimental Characterization of Advanced Composite Materials", Chap.13, 160-166 (1987) Prentice-Hall.
- (17) 影山和郎, 小林孝行, 野中勝信, 一方向強化カーボン/エポキシ積層板のモード I 層間破壊特性, 日本機械学会論文集, A編, 53-494, 1898-1904 (1987).
- (18) 関根英樹, 神谷庄司, 一方向連続繊維強化複合材料のき裂進展抵抗とき裂上, 下面の干渉の結合力モデル, 日本機械学会論文集, A編, 54-500, 723-728 (1988).
- (19) Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM E647-88, Annual Book of ASTM Standards, 03.01, 636-654 (1988).
- (20) Bucci, R. J., Development of a Proposed ASTM Standard Test Method for Near-Threshold Fatigue Crack Growth Rate Measurement, "Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis", ASTM STP 738, 5-28 (1981)

- (21) Berglund, L., Effects of Deformation Rate on the Mode I Interlaminar Crack Propagation in Carbon Fiber/PEEK Composites, "Fracture Toughness of Carbon Fiber/PEEK Composites", 129-159, (1987) Linköping University Ph. D. Thesis, Sweden.
- (22) Crick, R. A., Leach, D. C., Meakin, P. J., and Moore, D. R., Interlaminar Fracture Morphology of Carbon Fibre/PEEK Composites, J. Mat. Sci., 22, 2094-2104 (1987).

第 3 章 エポキシ樹脂をマトリックスとする積層板のモード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動

3・1 緒言

構造物に対し，大型化，軽量化という社会的ニーズがある．炭素繊維強化プラスチック（CFRP：Carbon fiber reinforced plastics）をはじめとする先進複合材料（ACM：Advanced composite materials）は，その比強度（強度／比重），比剛性（剛性／比重）に優れるため，特に軽量化を求めて用いられることが多いが，この軽量化は限界設計から疲労の問題を招くことが常である[1]．すでに 1 世紀以上の研究の歴史を持つ金属材料でも，1985 年夏の日本航空 B747 型機事故のような，疲労が原因の重大事故が発生する．第 1 章で述べたように，1 次構造部材に CFRP が用いられるようになると，その安全性，信頼性を保証する上で，疲労強度の評価が今後ますます大切になると考えられる．

金属材料では，疲労き裂伝ば挙動の評価はほぼ確立している．破壊力学を用いた設計が航空機，原子力機器にすでに用いられており，今後は寿命予測が重要な一般の機器にも取り入れられる機運にある[2]．これからの CFRP の構造部材への応用を考えると，その信頼性向上のため，また，材料開発へのフィードバックのためにも，下限界近傍でのき裂伝ば特性評価の必要性が認識される．

CFRP 構造物では，第 1 章で述べたように層間はく離が主な破壊モードとなる．CFRP 積層板の層間はく離疲労き裂伝ば挙動については，層間の破壊靱性値の研究とともに O'Brien[3]や Wilkins ら[4]が早くから取り上げ，その後もいくつかの研究が報告されている[5, 6]．しかし，これらの研究で取り扱われた領域は，き裂伝ば速度が $10^{-6} \sim 10^{-8} \text{ m/cycle}$ 以上の伝ば速度の速い領域のみである．一方向強化材のみでなく，CF／エポキシ交差積層板，織物材の検討も行われているが[7]，伝ば速度の速い領域の結果から，べき指数が大きいことを報告したに留まっている．Bathias ら[8]は GFRP を対象として，はじめて低伝ば速度領域のモード I 層間はく離疲労き裂伝ば試験を行い，金属材料と同様に下限界が存

在することを明らかにした。また、Gustafsonら[9]は、CFRP積層板について、初めて低伝ば速度領域の検討を行った。ただし、Gustafsonらの研究ではき裂伝ば速度と応力拡大係数範囲等の破壊力学パラメータのい関係を求めておらず、厳密には下限界の存在は証明されていなかった。さらに、これらの研究は、疲労荷重における平均応力（応力比， $R = \text{最小応力} / \text{最大応力}$ ）の影響、き裂伝ばの機構、マトリックス樹脂の影響等の検討を充分に行ったものはない。

本章では、第2章で開発した試験方法を用いて、下限界近傍の疲労き裂伝ば挙動につき検討した。2種のエポキシ樹脂をマトリックスとする積層板の結果を比較し、その応力比依存性から支配力学パラメータの解析を行った。また、破面観察を行い、支配力学パラメータとの関係を調べた。

3・2 実験方法

3・2・1 材料および試験片

用いた材料は、航空機等に用いられる Ciba Geigy 914Cプリプレグ積層板、および汎用の東レP305プリプレグ積層板で、オートクレーブを用いて8mmの積層板を成形した。その材料構成、弾性定数等をTable 3-1に示す[10]。成形時の硬化温度は914C積層板は175℃、P305積層板は120℃と、マトリックスに使用しているエポキシ樹脂の種類が異なっている。繊維は高強度タイプの東レT300（第1章のTable 1-1参照）と共通である。モードIの破壊靱性値は疲労き裂伝ば試験（荷重漸減試験）におけるき裂停留後、開口変位速度0.5 mm/minで静的に負荷して求めた。算出方法は第2章の疲労き裂伝ばにおける方法[11]に準じた。

試験片はDCB（Double cantilever beam）型で、幅20mm、厚さ8mmである。負荷治具はアルミニウムブロックとちょうつがいを使った第2章のB法（Fig. 2-2参照）を主に用い、914C積層板の応力比 $R = 0.1$ 、 0.3 の場合のみL形のアルミニウムタブを用いるA法（Fig. 2-1参照）を使用した。

エネルギー解放率 G 、応力拡大係数 K の算出は、第2章で述べたように、疲労き裂伝ば試験中に求めたコンプライアンス λ とき裂長さ a の関係から算出した。

$$G = (1 / (2b)) P^2 d \lambda / d a \quad (3-1)$$

$$K \text{ (MPam}^{1/2}\text{)} = 0.1091 \sqrt{G} \text{ (N/m)} \quad (914\text{C積層板}) \quad (3-2)$$

$$K \text{ (MPam}^{1/2}\text{)} = 0.1040 \sqrt{G} \text{ (N/m)} \quad (\text{P305積層板}) \quad (3-3)$$

負荷治具にB法を用いたときの、914C積層板の λ と a の関係をFig. 3-1に示す。図のように、B法を用いた場合は、914C積層板でも、Fig. 2-8と同様に1本の試験片について式(2-4)の関係が成立した。B法ではこの関係を用い、第2章で開発した手法によりき裂長さもコンプライアンスから自動測定した。また、A法を用いた場合は、き裂長さは倍率を最高400倍とした金属顕微鏡を用いて測定した。

3・2・2 疲労試験

疲労試験は、電気油圧サーボ式疲労試験機（島津製、容量9.8kN）に2台のパーソナルコンピュータを接続したシステムを用いて行った。なお、ロードセルは

Table 3-1. Materials and mechanical properties.

Prepreg	Ciba geigy 914C	Toray P305
Carbon fiber	Toray T300	Toray T300
Epoxy	Ciba geigy 914	Toray #2500
Volume fraction of fiber	66%	60%
Constitution of laminate	(0) ₆₀	(0) ₃₂
Elastic constants (GPa)	$E_1=138, E_3=10, G_{13}=3.6$ $\nu_{13}=0.35$	$E_1=102, E_3=7.8, G_{13}=4.1$ $\nu_{13}=0.34$
Fracture toughness G_{IC} (N/m)	160	250
K_{IC} (MPam ^{1/2})	1.4	1.7

容量 490Nのものを用了。試験中、応力比 R (= 最小荷重 / 最大荷重) を 0.1 ~ 0.7 の範囲で一定に保った。また、試験中の破壊力学パラメータの変化速度、すなわち、エネルギー解放率の相対的な変化速度 $2C = -(1/G) dG/da$ を $-0.3 \sim -0.8 \text{ mm}^{-1}$ の間に設定した。なお、1回の荷重漸減試験中は $2C$ の値を一定に保つように制御した。繰り返し速度は、914C 積層板の $R = 0.1, 0.3$ については 5 Hz, その他は 10 Hz である。試験は 23°C, 相対湿度 50% に保った特殊空調室内で行った。

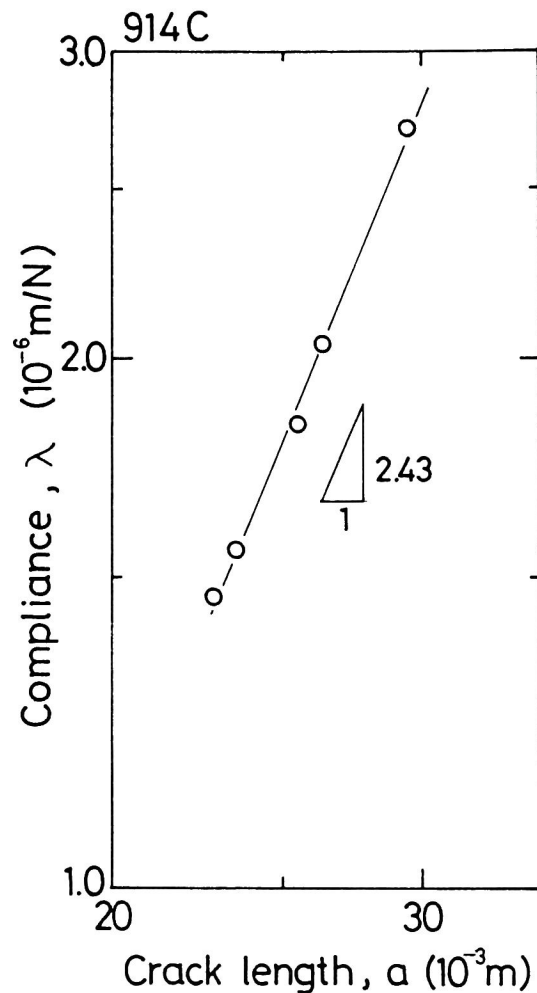


Fig. 3-1. Change of compliance with crack length for the 914C laminate.

3・3 結果および考察

3・3・1 応力比の影響

同一の応力振幅でも，平均応力が高くなると疲労き裂伝ば速度は高くなる傾向にあり，鉄鋼材料では，特に下限界近傍でこの傾向が強い．鉄鋼材料では，この平均応力の効果は，き裂開閉口を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で説明されている[12]．CFRPでの平均応力の影響を探るため，応力比 R （＝最小荷重／最大荷重）を，914C積層板では 0.1, 0.2, 0.3, 0.5, P305積層板では 0.2, 0.5, 0.7と変化させて， K 値漸減試験を行った．914C積層板およびP305積層板のき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を，それぞれFigs. 3－2, 3－3中の白印で示す．これらの図では，横軸のスケールを縦軸の8倍に拡大している．両材料とも， $da/dN > 5 \times 10^{-10}$ m/cycleの領域で da/dN と ΔK の間にべき乗の関係が成立した．図中の直線に添えた数字がべき指数を表しており，914C積層板では14～16，P305積層板では18～43と，金属材料での値2～4[12]と比べ非常に大きい．Wilkinsら[4]，Ramkumarら[6]も同様の高いべき指数を報告している．さらに，P305積層板では，応力比 R の増大とともに，べき指数が大きくなる傾向にあり，Bathiasら[7]も同様の傾向を報告している．べき乗の関係の成立する領域以下では da/dN がべき乗の関係から低下し，伝ばの下限界が存在した．同一の ΔK で比較すると，応力比 R が大きいほど，伝ば速度が大きくなっている．

914C積層板の $R = 0.1$ の場合のみ，下限界近傍の領域で，荷重と開口変位の関係からき裂閉口が観測された．そこで，有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ を求めた．ここで K_{op} はき裂開口応力拡大係数である． $R = 0.1$ での da/dN と ΔK_{eff} の関係をFig. 3－2中に■印で示したが，き裂開閉口挙動の影響は小さい．実験値では， K_{max} によらず， K_{op} がほぼ一定となっており，破面の凹凸が原因のき裂閉口と推察される．なお，き裂閉口が生じない場合，荷重－開口変位の関係は直線で，ヒステリシスも観測されなかった．

き裂伝ば挙動に及ぼす応力比の影響が，金属材料のように ΔK および ΔK_{eff} で説明できなかったことは，き裂伝ばの機構が異なっているためと考えられる．そこで，次にFigs. 3－4, 3－5に da/dN と最大エネルギー解放率 G_{max} の関係

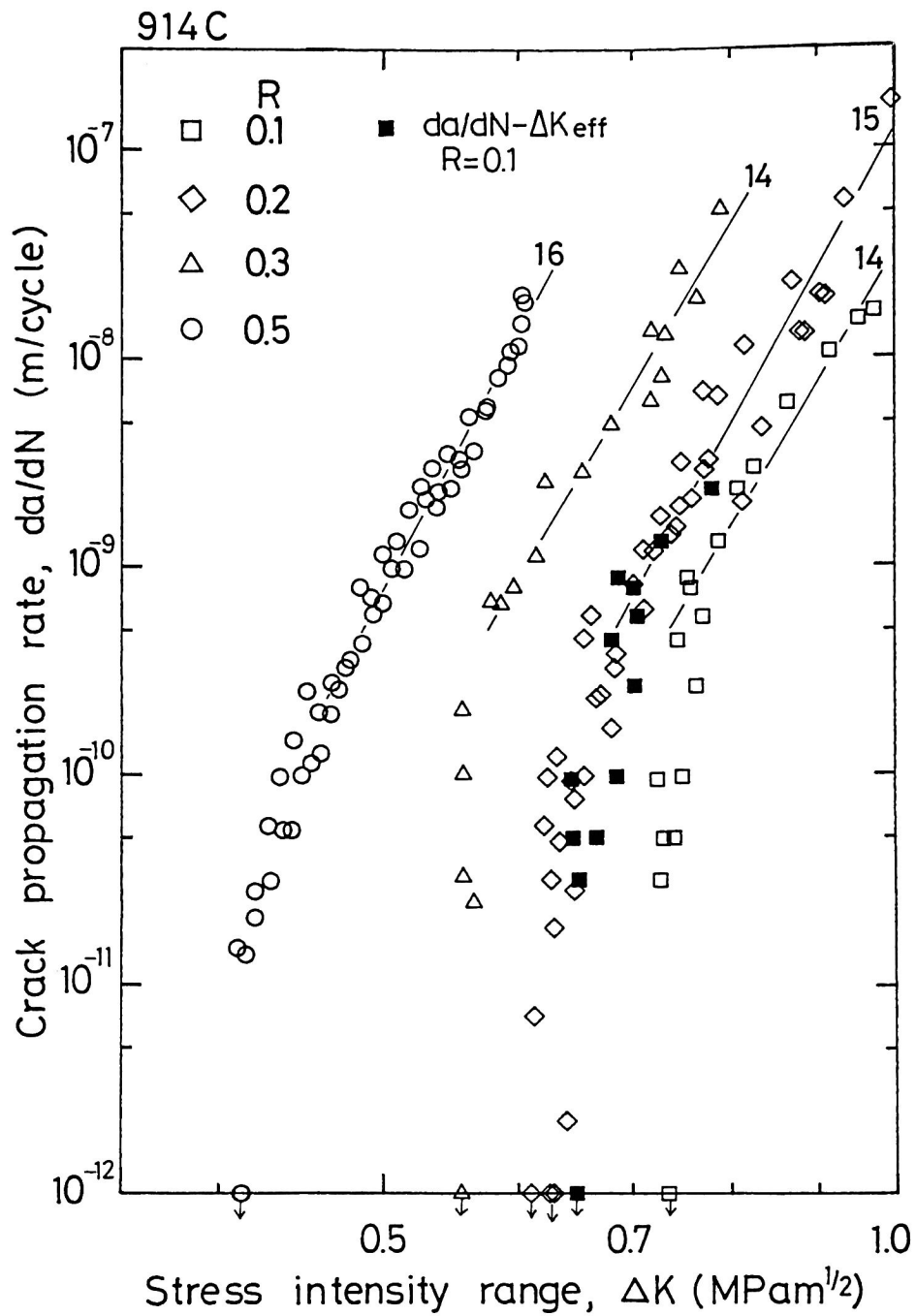


Fig. 3-2. Relation between crack propagation rate and stress intensity range for the 914C laminate.

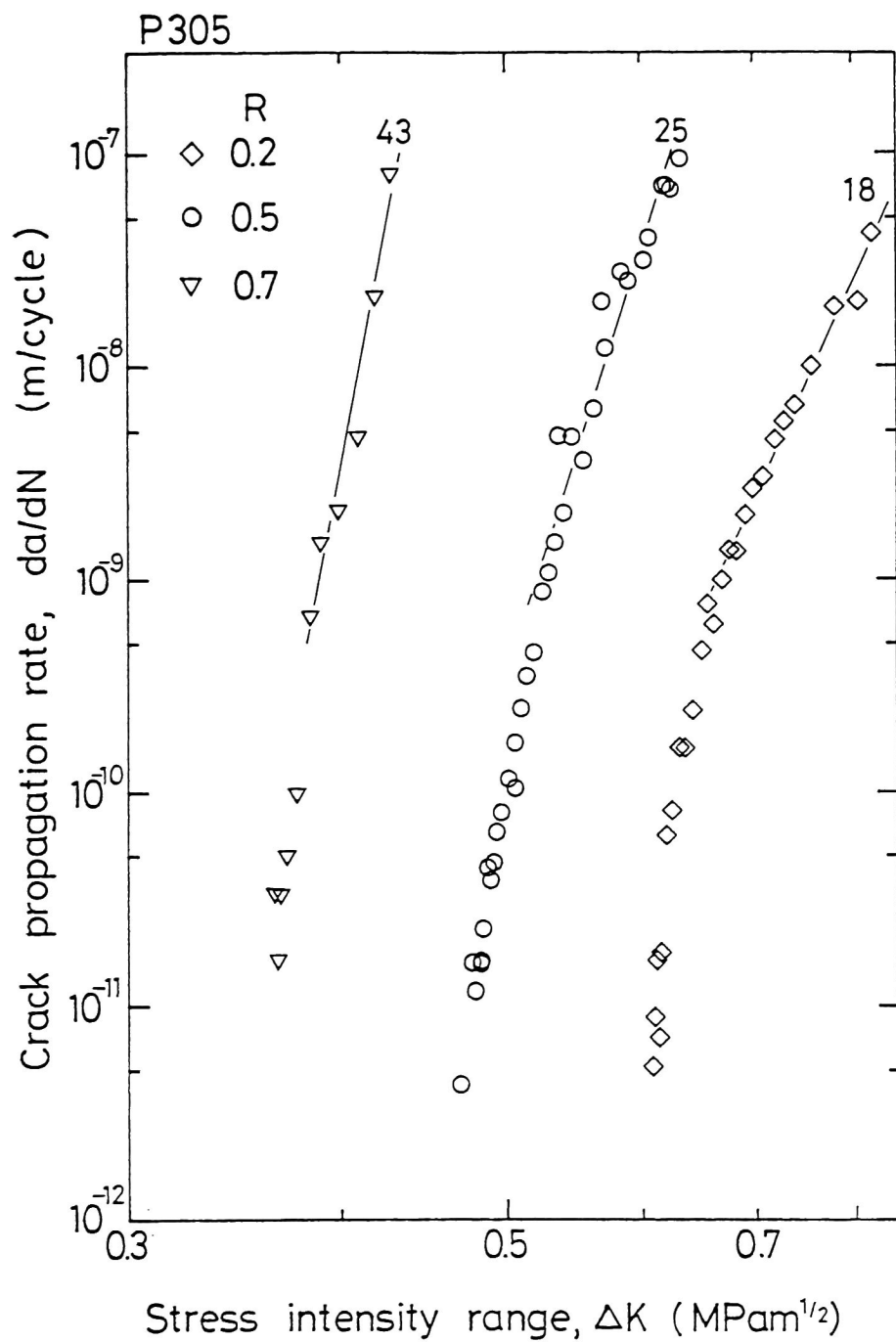


Fig. 3-3. Relation between crack propagation rate and stress intensity range for the P305 laminate.

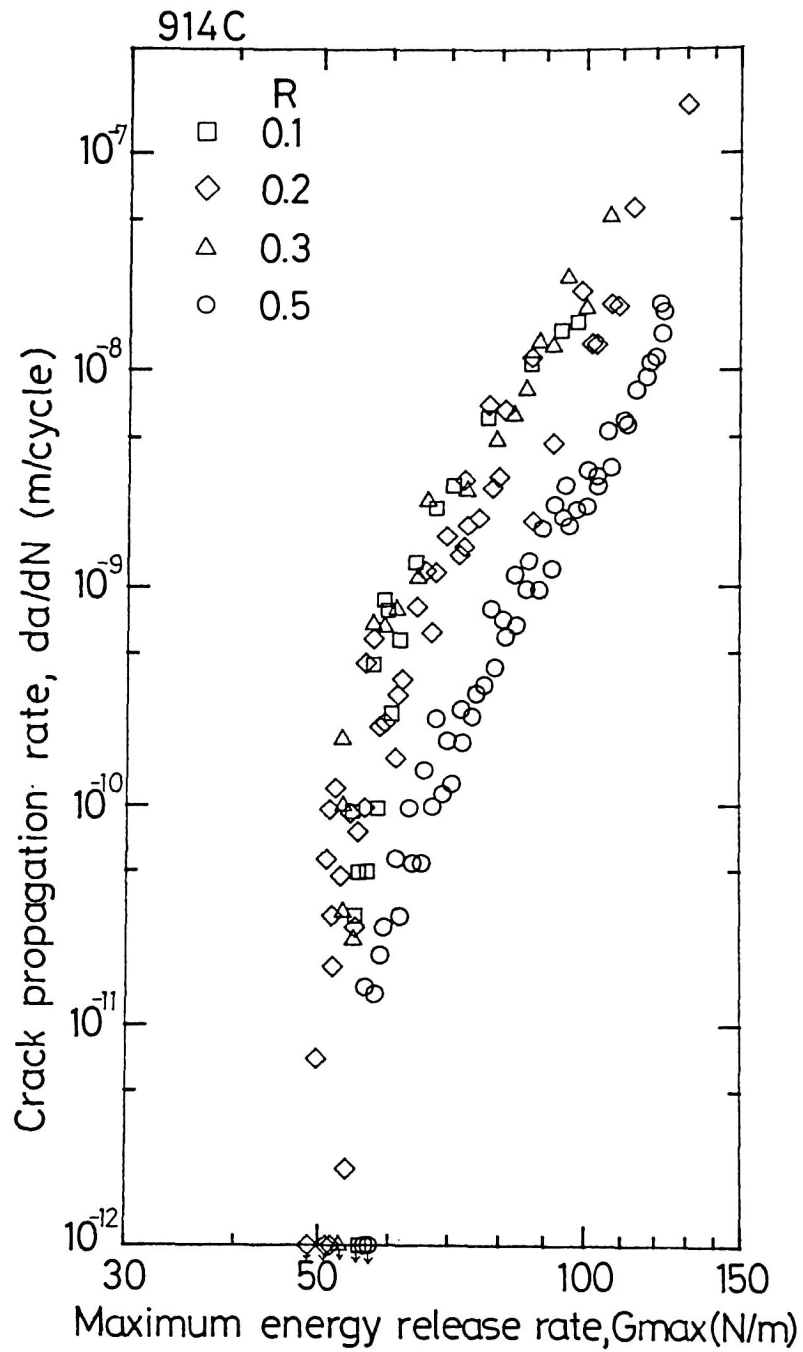


Fig. 3-4. Relation between crack propagation rate and maximum energy release rate range for the 914C laminate.

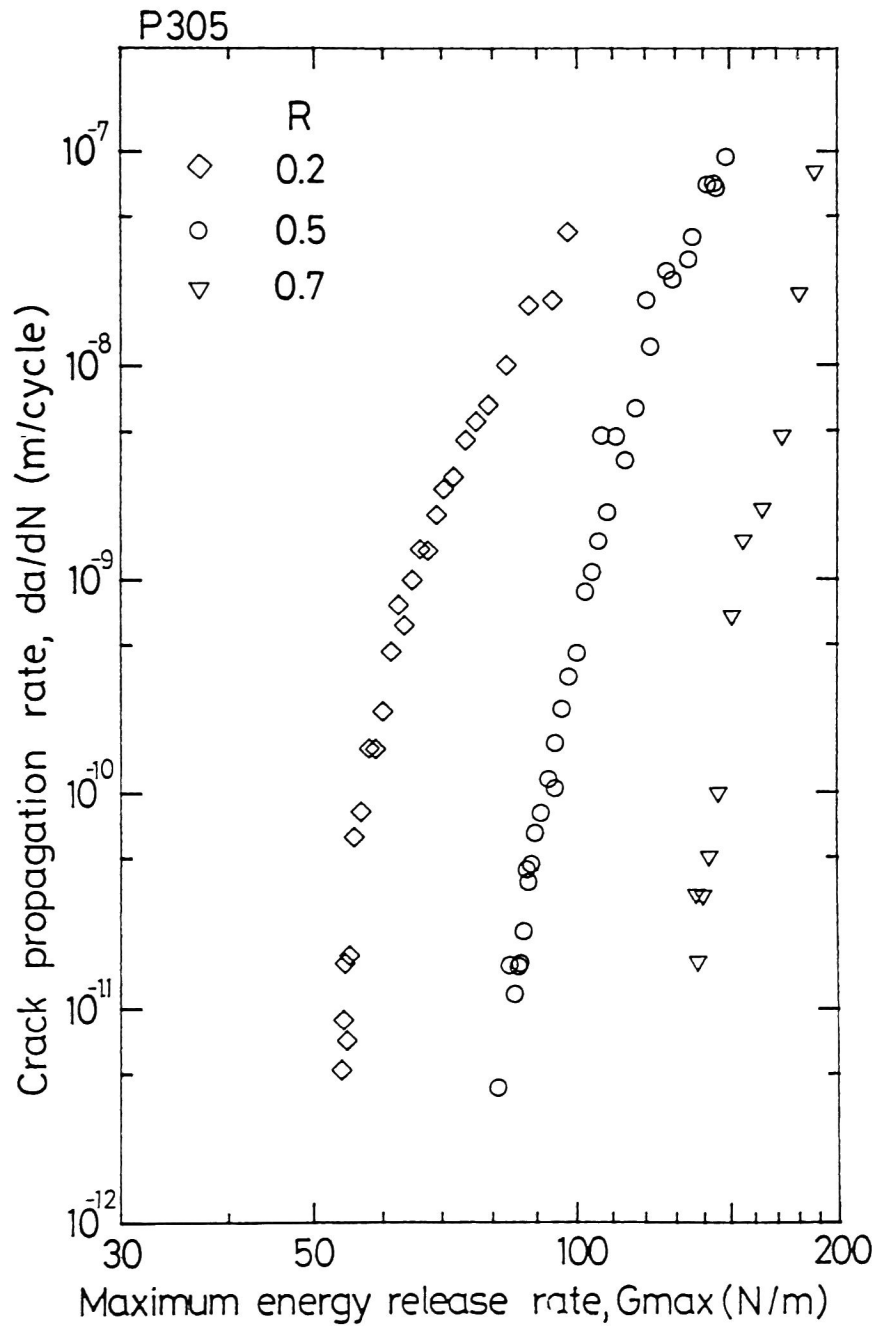


Fig. 3-5. Relation between crack propagation rate and maximum energy release rate range for the P305 laminate.

を示した。 $G \propto K^2$ の関係があるため、横軸の拡大率はFigs. 3-2, 3-3の1/2の4倍とした。914C積層板では、応力比Rの影響は ΔK での整理 (Fig. 3-2) と比べ小さくなったが、P305積層板ではR依存性の程度はFig. 3-3 とほぼ同じであった。同一の G_{max} で比較すると応力比Rが大きいほど伝ば速度が小さくなり、 ΔK での整理とは逆の傾向を示した。すなわち、 ΔK と $K_{max} (G_{max})$ の中間的なパラメータが支配力学パラメータであることを示唆する。

そこで、エネルギー解放率範囲 ΔG をパラメータとして、 da/dN を整理したのがFigs. 3-6, 3-7である。両材料とも、それぞれ ΔK , G_{max} での整理と比べ応力比依存性は大きく減少した。914C積層板では、応力比依存性はほぼなくなった。P305積層板では、R依存性は $da/dN - \Delta K$, $da/dN - G_{max}$ の関係と比較すると小さくなったが、 ΔG で整理しても応力比依存性は存在する。Table 3-2に、 $da/dN = 10^{-11} \text{ m/cycle}$ で求めた ΔK , K_{max} , ΔG , G_{max} の下限界値をまとめて示した。

ところで、Figs. 3-2, 3-4, 3-6の914C積層板の結果は、 $R = 0.1$, 0.3 が5 Hz, $R = 0.2$, 0.5 が10 Hzの結果を示したものである。繰返し速度の影響の有無を確認するために、Fig. 3-8に $R = 0.5$ での5 Hzと10 Hzの結果を比較して示した。図のように、伝ば速度が 10^{-10} m/cycle 以下の領域で若干の差が認められるが、Fig. 3-6のばらつきと同程度である。また、Fig. 3-13で後述するように、同一の伝ば速度を与える ΔK のR依存性が5 Hzの結果だけ特に10 Hzの結果と異なる様子は見られない。実験中に、赤外線放射温度計を用いて、試験片の温度分布も測定したが、き裂先端近傍での温度上昇も観測されなかった。さらに、Bathiasら[8]はGF/エポキシ積層板の同様の疲労き裂伝ば試験において、2 Hzから15 Hzの間で繰返し速度を変化させても、き裂伝ば挙動に影響を及ぼさないことを報告している。破壊靱性試験においても、開口変位速度の影響はほとんど見られない[13]。これらを総合して判断すると、5 Hzと10 Hzの実験結果をここでは区別して取り扱う必要はないと判断される。ただし、ここでは、さらに広範囲の繰返し速度の影響を確認したわけではない。

上述のように、き裂伝ば挙動の応力比依存性を説明するパラメータとしては、

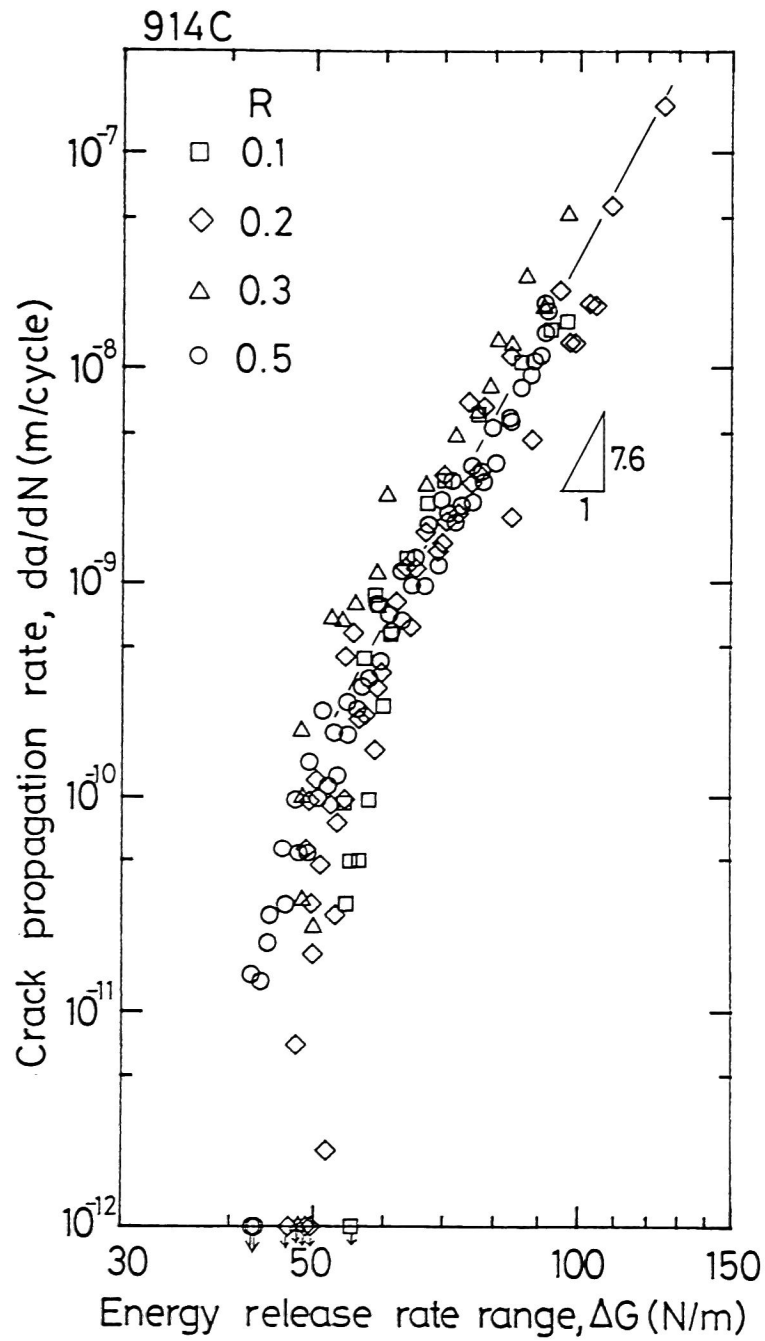


Fig. 3-6. Relation between crack propagation rate and energy release rate range for the 914C laminate.

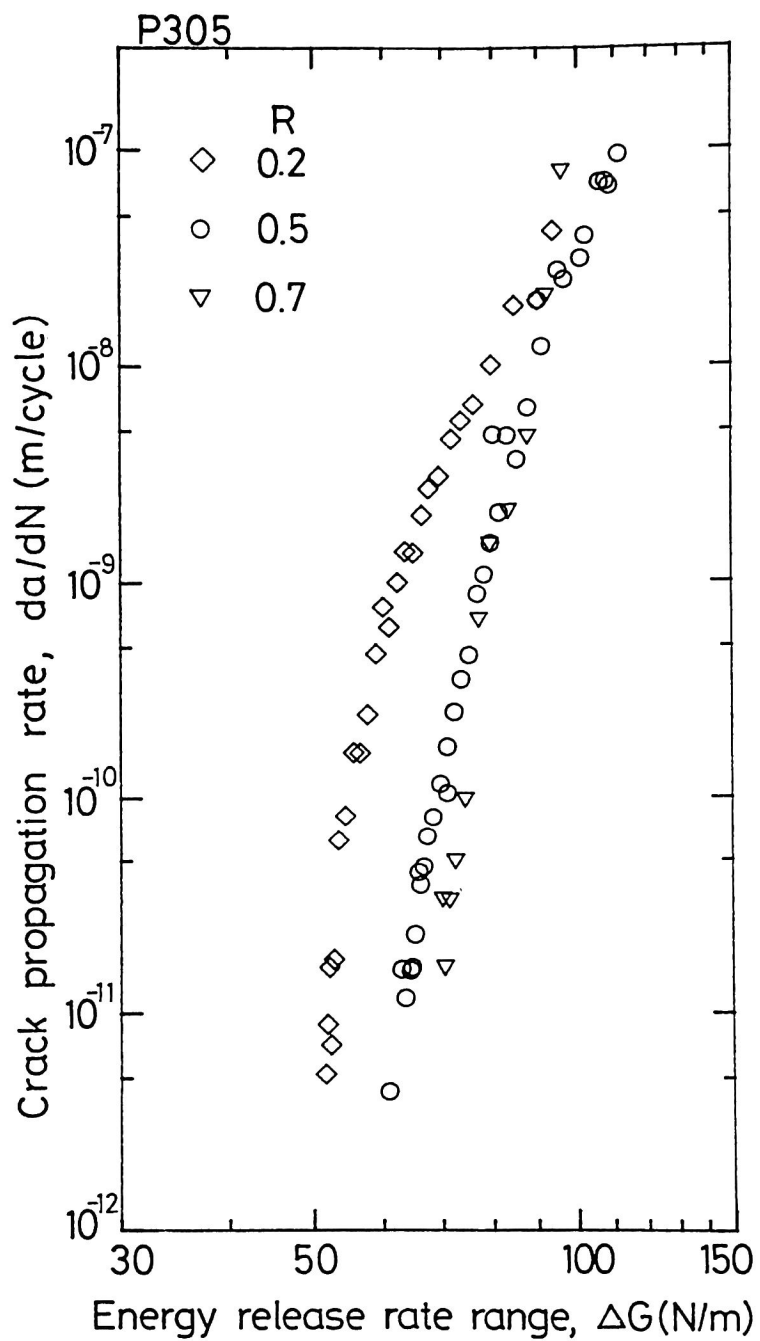


Fig. 3-7. Relation between crack propagation rate and energy release rate range for the P305 laminate.

比較した ΔK , G_{\max} , ΔG の従来の 3 種のパラメータのうちでは ΔG が最も良いパラメータであった。これに類似する現象として, PMMA (Polymethylmethacrylate), エポキシ等の疲労き裂伝ば挙動の応力比依存性を説明するパラメータとして,

$$\lambda = K_{\max}^2 - K_{\min}^2 \quad (3-4)$$

が提案され, き裂伝ば速度を

$$da/dN = \beta \lambda^n \quad (3-5)$$

の形で整理することが行われている [14, 15]。 λ は ΔG に比例するパラメータである。ただし, これらの研究においても, λ の物理的な意味は明確にはされていない。また, Herzbergらは, 各種の高分子の結果を総合的に判断して, ΔK で整理できるもの, λ で整理できるもの, あるいはゴム系の材料のように ΔK で整理しても R の増大につれて逆に da/dN が低下するものがあることを述べ, λ をパラメータとして考えるのは時期尚早であると報告している [16]。本研究でも, ΔG

Table 3-2. Stress intensity parameters at threshold condition.

Material	R	ΔK (MPa $m^{1/2}$)	K_{\max}	ΔG	G_{\max} (N/m)
914C	0.1	0.73	0.81	54	55
	0.2	0.61	0.76	47	49
	0.3	0.55	0.79	48	52
	0.5	0.41	0.82	43	56
P305	0.2	0.61	0.76	52	54
	0.5	0.47	0.95	63	82
	0.7	0.37	1.22	70	137

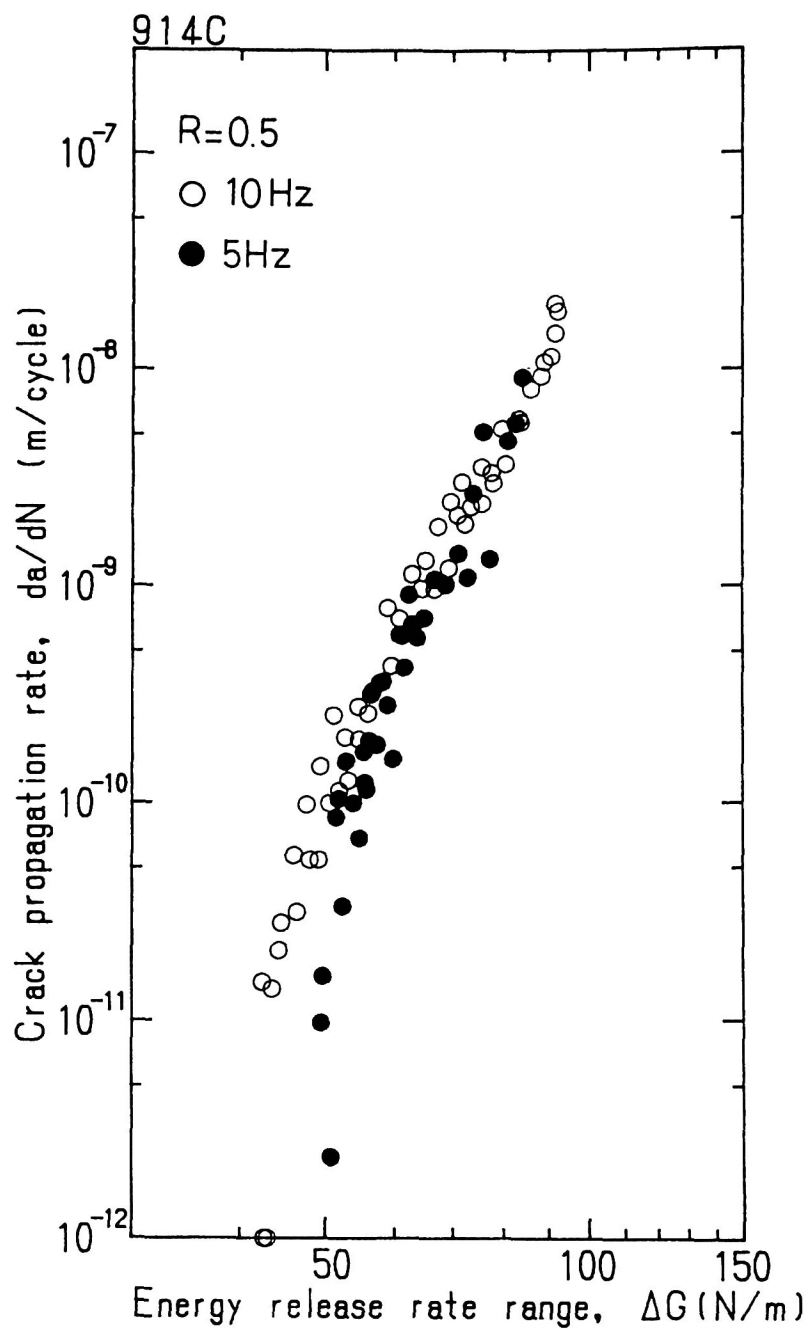


Fig. 3-8. Effect of speed of stress cycling on the crack growth behavior.

で応力比依存性を説明できたのはあくまで表面的な現象と考え、後ほど支配パラメータを検討する。

3・3・2 顕微鏡観察

Figs. 3-9, 3-10 に914C積層板の側面および繊維方向に直角な断面の光学顕微鏡写真を示す。Fig. 3-9で矢印がき裂伝ば方向である。また、両図で白く見えるところが炭素繊維であり、▲印で示したように、プリプレグ積層界面に対応する樹脂過剰な層がみられる。Fig. 3-10のようにき裂は単一のプリプレグ界面を伝ばし、き裂の分岐は認められなかった。また、破面のマクロ観察では繊維の破壊、Fiber bridging（繊維の橋掛け）はほとんど観察されなかった。これらの現象から、き裂先端の塑性変形は小さいようである。CF／エポキシの破壊靱性試験でも同様の報告がなされている[17]。

Fig. 3-11 に、914C積層板の下限界近傍、べき乗則の領域、および静的な破壊靱性試験の破面の走査電顕写真をそれぞれ示す。矢印がき裂伝ば方向である。また、右側の写真は、左側の写真の一部を拡大して観察したものである。いずれも繊維に樹脂がよく付いており樹脂過剰な破面となっている。また、この破面は、de Charentenayら[18]が同一材料の破壊靱性試験で観察した結果とも類似している。静的破壊と疲労破壊、あるいは疲労破壊での伝ば速度による破面の差は認められず、疲労き裂伝ばの機構が静的破壊の機構に非常に近いことを示唆しているものと考えられる。

Fig. 3-12 に、P305積層板の疲労および破壊靱性試験の破面を示す。繊維が露出しており、繊維／樹脂界面での破壊が顕著であった。界面のはく離は、静的な破壊靱性試験の場合、疲労破壊と比較して若干顕著であった。914C積層板と同様、静的破壊と疲労破壊、あるいは疲労破壊での下限界近傍とべき乗則の成立する領域での破面は非常に類似しており、P305積層板でも、疲労破壊の機構は静的破壊の機構に近いと考えられる。



Fig. 3-9. Micrograph of longitudinal section of crack for 914C laminate. Arrow shows growth direction. Solid triangles show prepreg interfaces. $R=0.5$, $da/dN=1 \times 10^{-9}$ m/cycle.

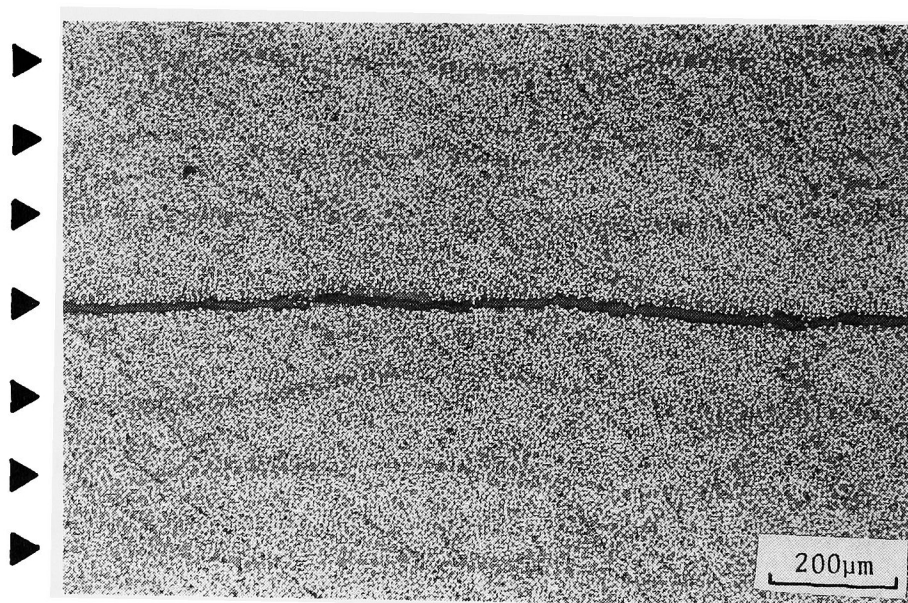
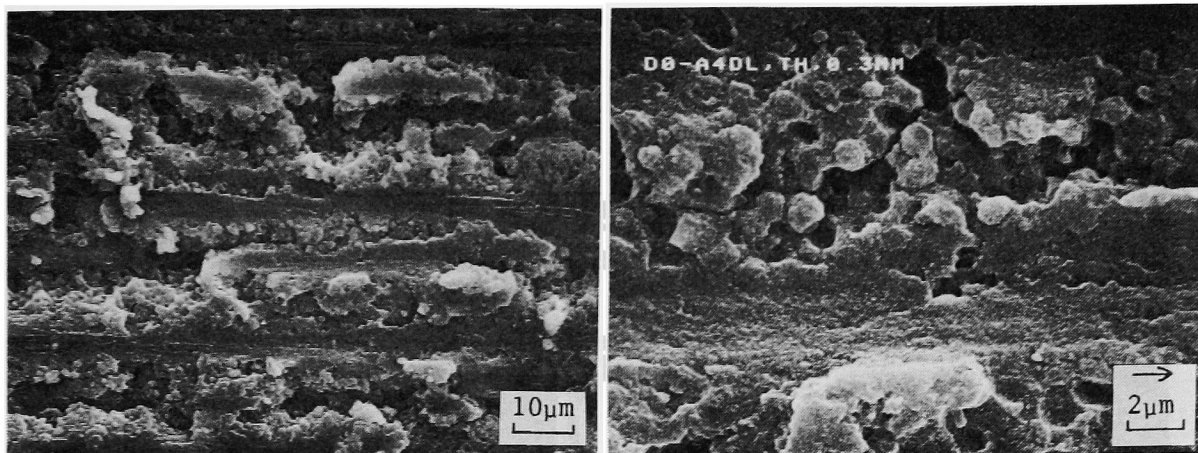
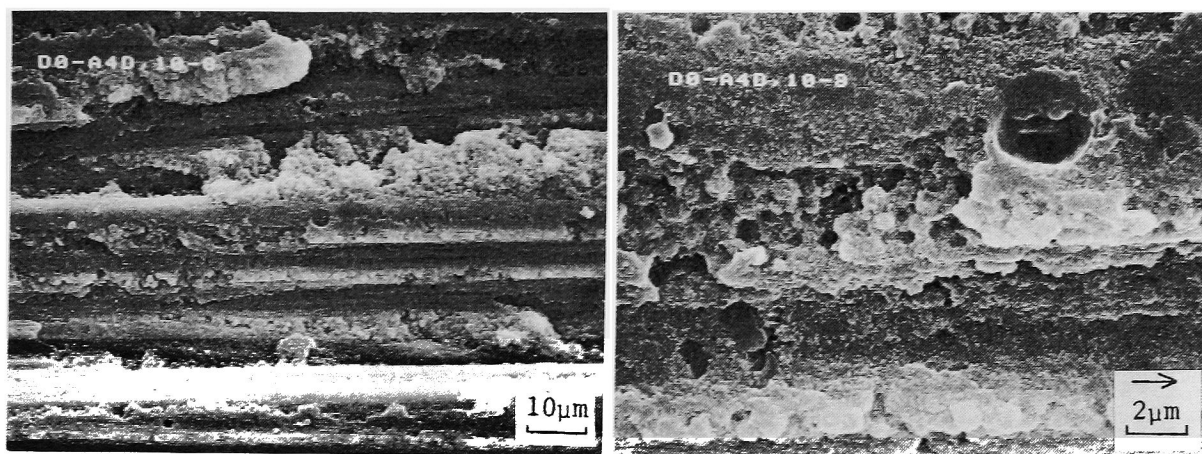


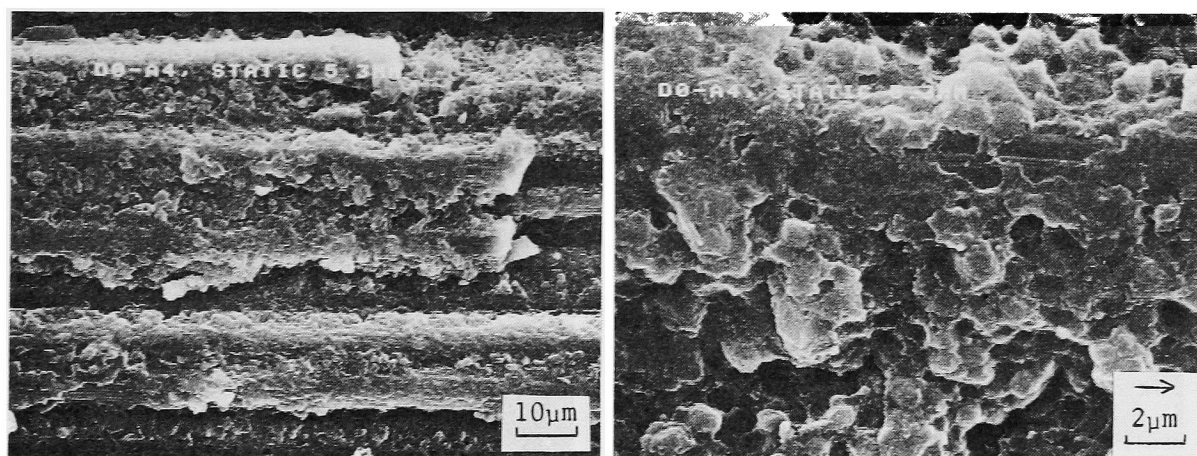
Fig. 3-10. Micrograph of transverse section of crack for 914C laminate. Solid triangles show prepreg interfaces. $R=0.3$, $da/dN=1 \times 10^{-8}$ m/cycle.



(a) Fatigue fracture. $R=0.5$, $da/dN=2 \times 10^{-10}$ m/cycle.

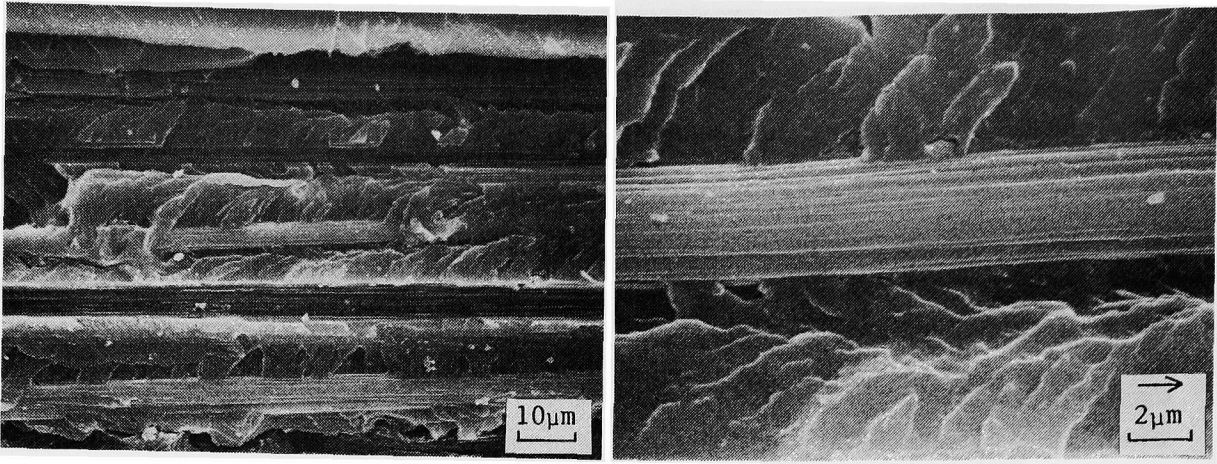


(b) Fatigue fracture. $R=0.5$, $da/dN=1 \times 10^{-8}$ m/cycle.

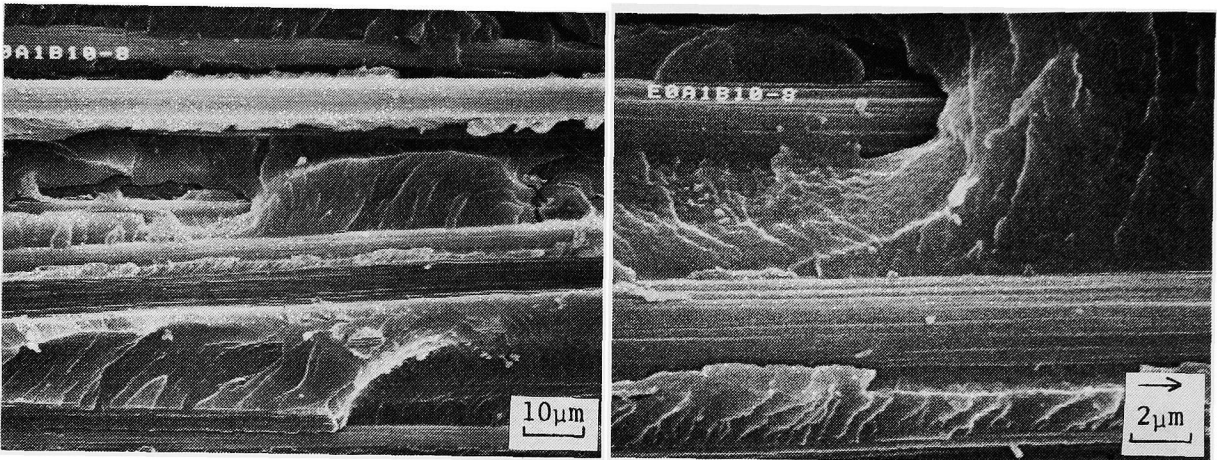


(c) Static fracture.

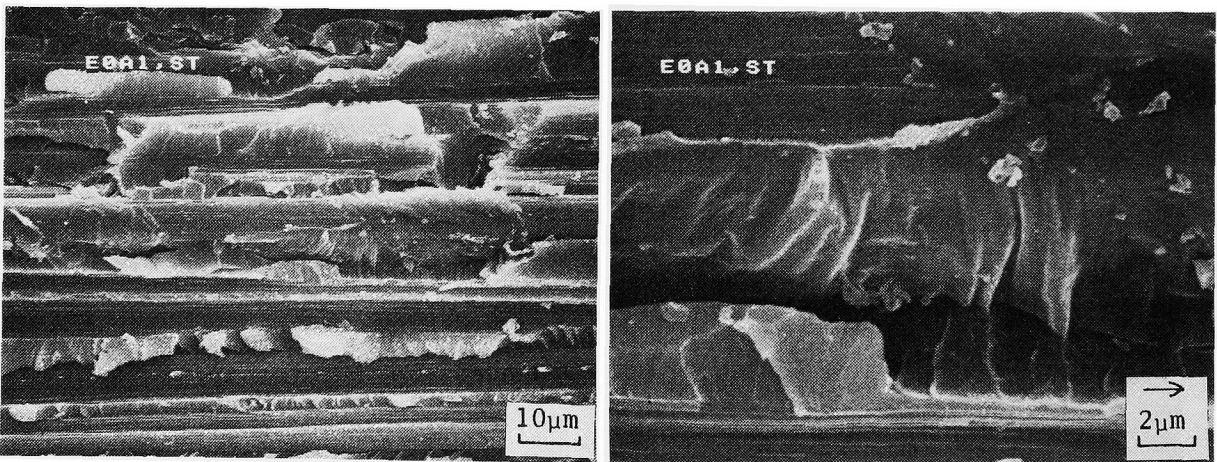
Fig. 3-11. Scanning electron micrographs of fracture surfaces for the 914C laminate. Arrow shows growth direction.



(a) Fatigue fracture. $R=0.5$, $da/dN=3 \times 10^{-10} \text{m/cycle}$.



(b) Fatigue fracture. $R=0.5$, $da/dN=1 \times 10^{-8} \text{m/cycle}$.



(c) Static fracture.

Fig. 3-12. Scanning electron micrographs of fracture surfaces for the P305 laminate. Arrow shows growth direction.

3・3・3 疲労き裂伝ばの支配力学パラメータの検討

3・3・1項で述べたように、従来の破壊力学パラメータではき裂伝ばの応力比依存性を説明することはできなかった。そこで、本項では、まず同一の伝ば速度を与える ΔK の応力比依存性を解析し、支配力学パラメータを検討した。

Fig. 3-13に、下限界および $da/dN=10^{-8}$ m/cycleでの ΔK と応力比のパラメータ $(1-R)$ の関係を示す。図のように ΔK と $(1-R)$ の関係は両対数グラフで直線に近似され、その関係は次式で表される。

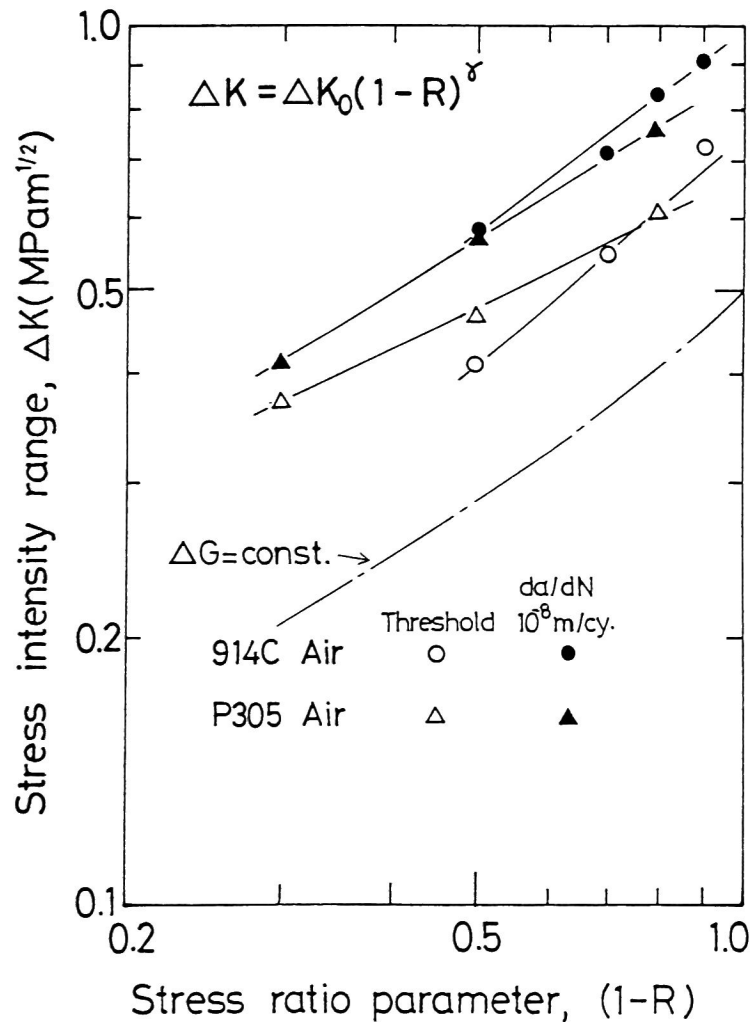


Fig. 3-13. Relation between stress intensity range and stress ratio parameter at the same propagation rate.

$$\Delta K = \Delta K_0 (1 - R)^{\gamma} \quad (3-6)$$

ここで ΔK_0 は、外挿したときの $R = 0$ での ΔK の値、 γ は直線の傾きである。 γ の値は、914C積層板では下限界で0.86、 10^{-8}m/cycle では0.76、P305積層板では下限界で0.51、 10^{-8}m/cycle で0.63と比較的大きい値をとっている。一方、 ΔG が支配パラメータと考えると

$$\Delta G = G_{\max} (1 - R^2) = \text{const.} \quad (3-7)$$

とおくことにより、 ΔK は R の関数として次のように表される。

$$\Delta K = \Delta K_0 \left(\frac{1 - R}{1 + R} \right)^{1/2} \quad (3-8)$$

また、両対数グラフ状での傾きは

$$\frac{d(\log \Delta K)}{d(\log(1 - R))} = \frac{1}{1 + R} \quad (3-9)$$

となる。Fig. 3-13 には、 $\Delta K_0 = 0.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ として、式(3-9)の R 依存性を1点鎖線で示した。 ΔK_0 が変われば、この1点鎖線が上下するだけである。傾きは $R = 0.2$ のとき0.83、 $R = 0.5$ のとき0.67となり、914C積層板の γ の値(0.76~0.86)に近い。そのため、914C積層板では、 $da/dN - \Delta G$ 関係で応力比依存性がほとんど見られなくなる結果が得られたと解釈される。

以下に、式(3-6)をもとにして新しいパラメータを導出する。式(3-6)は、同一のき裂伝ば速度で $\Delta K_0 = \Delta K (1 - R)^{-\gamma}$ の値が一定であることを示す。そこで、このパラメータを等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} と定義する。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K (1 - R)^{-\gamma} \quad (3-10)$$

ΔK_{eq} は ΔK 、 K_{\max} の関数として次のように表される。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K^{1-\gamma} K_{\max}^{\gamma} \quad (3-11)$$

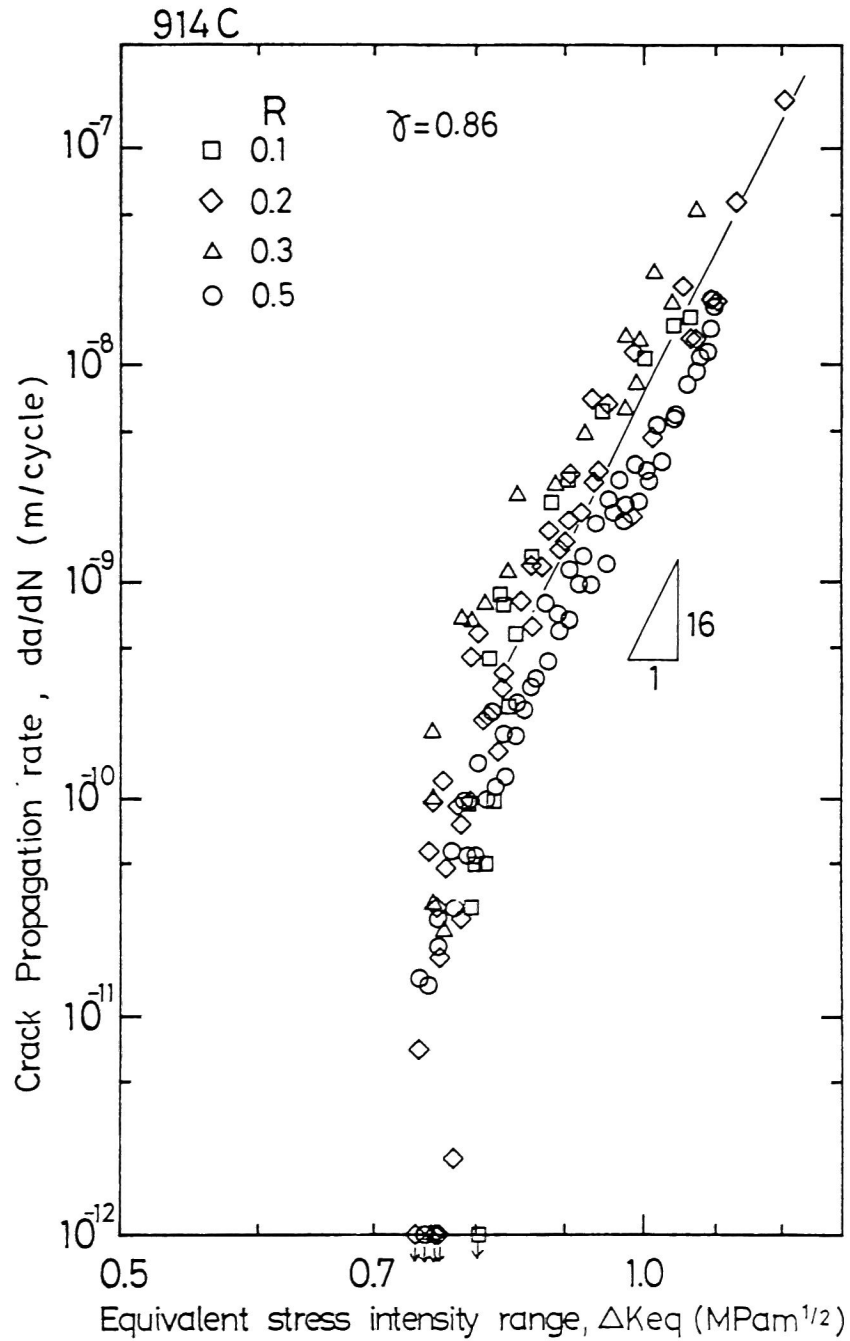


Fig. 3-14. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range for 914C laminate.

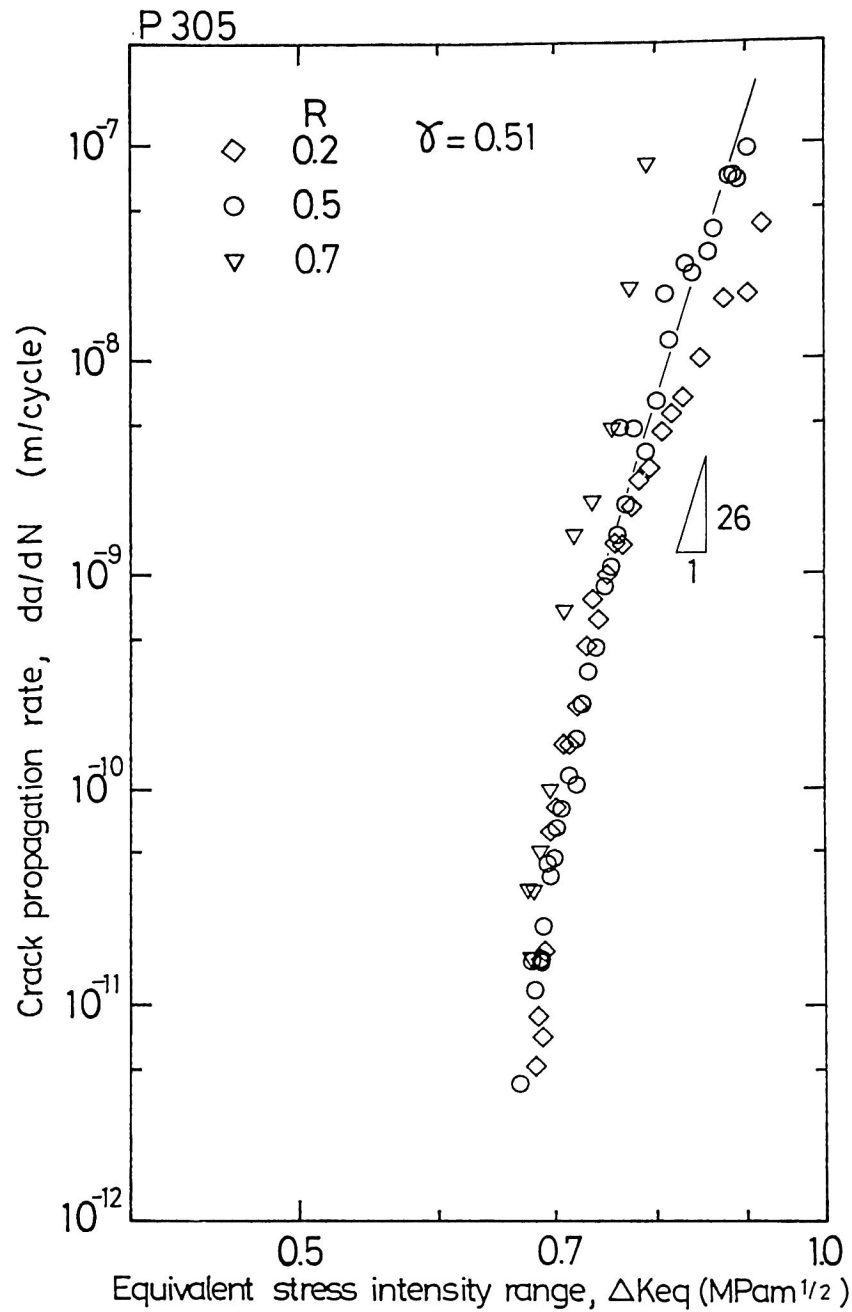


Fig. 3-15. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range for P305 laminate.

ΔK_{eq} は ΔK , K_{max} , γ からの混合パラメータである。 Figs. 3-14, 3-15 に da/dN と ΔK_{eq} の関係を示す。 ここで γ は下限界での値（914C: 0.86, P305: 0.51）を用いた。 全領域で、応力比依存性は少なく、 ΔK_{eq} がCFRPの層間はく離疲労き裂伝ばにおける支配パラメータであることを示している。 914C積層板では $da/dN > 3 \times 10^{-10} \text{m/cycle}$, P305積層板では $da/dN > 10^{-9} \text{m/cycle}$ の領域でべき乗の関係が成立した。

$$da/dN = A \Delta K_{eq}^m \quad (3-12)$$

式（3-11）を用いると、 da/dN は ΔK と K_{max} を用いて次式のように表される。

$$da/dN = A \Delta K^p K_{max}^q \quad (3-13)$$

ここで、 p , q , と γ , m の関係は次のとおりである。

$$p = (1 - \gamma) m, \quad q = \gamma m, \quad \gamma = q / (p + q) \quad (3-14)$$

式（3-12）, （3-13）はCFRP積層板の現象論的な疲労き裂伝ば則である。 Table 3-3 に、 p , q , γ , m の値を示した。 両方の材料について q の値が同じなのは興味深い。

Table 3-3. Coefficients of the crack propagation law.

Laminate	914C	P305
m	16	26
γ	0.86	0.51
p	2	13
q	14	13

ところで、式(3-11)の γ と $1-\gamma$ 、式(3-13)の q と p は、それぞれ最大荷重が伝ばに寄与する割合、および繰り返し荷重が伝ばに寄与する割合を示す。特に γ は0と1の間で変化するパラメータであり、 γ は相対的な最大荷重の寄与度を示すものと解釈される。また、 ΔK_{eq} は応力比効果を $R=0$ の場合の ΔK に換算したパラメータとも解釈される。よって当然 $R=0$ では $\Delta K_{eq}=\Delta K$ である。

γ の値は914C積層板では0.8~0.9と1に近く、き裂伝ばが最大応力支配に近いことを示している。P305積層板でも、 γ の値は0.5~0.6と0.5以上の値をとり、最大応力の寄与が繰り返し応力の寄与より大きいことを示している。また、破面観察結果で疲労破壊の破面と静的破壊の破面が類似していることも、上述の支配パラメータの解析を支持している。すなわち、CF/エポキシ積層板の疲労き裂伝ばの機構が、金属材料のような主にき裂先端のくり返し塑性変形に支配されるものでなく、静的破壊のように最大応力支配に近い形であると推察される。エポキシ樹脂の疲労き裂伝ばにおける、同様の応力比依存性の原因について、Suttonらは疲労き裂伝ばにおいてもへき開破壊に類似した破壊が生じることを報告している[19]。

式(3-10)の形で、 ΔK_{th} の R 依存性を説明することは、KlesnilとLukasが金属材料において最初に提案した[20, 21]。しかし、金属材料においては、下限界近傍においても、 $da/dN-\Delta K_{eff}$ の関係は R に依存せず、 R 依存性はき裂閉口現象が原因となっている[22]。これに対し、前述のようにCFRP積層板のき裂伝ばにおいては、き裂閉口現象はほとんど認められない。また、 da/dN と ΔK の間にべき乗の関係が成立する中伝ば速度領域でも、金属材料では $\gamma=0$ となるのに対し、CFRPでは R 依存性が大きく残っている。したがって、式(3-10)の物理的な解釈は、Klesnilらの考え方と異なっている。

Table 3-4には、下限界での等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eqth} の値を破壊靱性値 K_{Ic} と比較して示した。 $\Delta K_{eqth}/K_{Ic}$ の値は0.5にすぎない。金属材料ではこの値は数10分の1から100分の1である。したがって、疲労荷重によってき裂が進展を開始する限界と、静的荷重によってき裂が進展を開始する限界の差が

Table 3-4. Threshold conditions compared with fracture toughness.

Material	K_{IC} (MPa $m^{1/2}$)	ΔK_{eqth} (MPa $m^{1/2}$)	$\Delta K_{eqth}/K_{IC}$	γ
914C	1.4	0.75	0.54	0.86
P305	1.7	0.68	0.40	0.51

2 倍しかない。このことと、 γ の値が大きいこと、べき指数が大きいことも相互に関連していると考えられるが、詳細は今後の検討が必要である。

3・4 結言

本章では、2 種類の一方向強化 C F / エポキシ積層板を用いて、下限界近傍のき裂伝ば挙動に及ぼす応力比の影響を検討し、異なる応力比でのき裂伝ば挙動を整理する新しい支配パラメータを導出した。結果の要点は次の通りである。

(1) き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の間には、伝ば速度が 5×10^{-10} m/cycle 以上の領域でべき乗の関係が成立した。また、これ以下の領域では、き裂伝ばの下限界が存在することを明らかにした。C F / エポキシ積層板のべき指数は、金属材料と比べ非常に大きい。

(2) 異なる応力比での疲労き裂伝ば挙動について、応力拡大係数範囲、又は最大エネルギー解放率で整理した場合、応力比依存性は大きかった。き裂伝ば速度をエネルギー解放率範囲で整理すると、応力比依存性は小さくなった。

(3) 同一のき裂伝ば速度を与える応力拡大係数範囲と応力比の関係から、最大荷重と繰り返し荷重のき裂伝ばへの相対的な寄与を解析し、き裂伝ばの支配パラメータとして等価応力拡大係数範囲を提案した。き裂伝ば速度と等価応力拡大係数範囲の間には、応力比に依存しない関係が得られた。また、この解析より、き裂伝ばは繰り返し荷重よりも最大荷重に大きく支配されることが明らかとなった。さらに、この最大荷重の寄与は、914C 積層板のほうが P305 積層板より大きかった。

(4) 走査電子顕微鏡観察では、914C積層板では樹脂過大な破面が得られた。これに対し、P305積層板では繊維と樹脂の界面破壊が顕著であった。また、疲労破壊と静的破壊の破面には、著しい違いは認められなかった。

参考文献

- (1) 北川英夫, 疲労強度研究の現代的課題, "疲労強度学", 西谷弘信編, 第1章, p.8 (1985) オーム社.
- (2) Broek, D., "The Practical Use of Fracture Mechanics", Chap.12 (1988) Kluwer Academic Publishers.
- (3) O'Brien, T. K., Characterization of Delamination Onset and Growth in a Composite Laminate, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 140-167 (1982).
- (4) Wilkins, D. J., Eisenmann, J. R., Camin, R. A., Margolis, W. S. and Benson, R. A., Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 168-183 (1982).
- (5) Wang, A. S. D., Slomiana, M., and Bucinell, R. B., Delamination Crack Growth in Composite Laminates, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 135-167 (1985).
- (6) Ramkumar, R. L., and Whitcomb, J. D., Characterization of Mode I and Mixed-Mode Delamination Growth in T300/5208 Graphite/Epoxy, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 315-335 (1985).
- (7) Lefebvre, D., and Bathias, C., Delamination of Composite Materials. Fracture Mechanics and Damage Evaluation, Proc. Fifth Int. Conf. Comp. Mat., 331-345 (1985) The Metallurgical Society, Warrendale.

- (8) Bathias, C., and Laksimi, A., Delamination Threshold and Loading Effect in Fiber Glass Epoxy Composite, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 217-237 (1985).
- (9) Gustafson, C. G., Jilken, L., and Gradin, P. A., Fatigue Thresholds of Delamination Crack Growth in Orthotropic Graphite/Epoxy Laminates, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 200-216 (1985).
- (10) 影山和郎, 小林孝行, 野中勝信, 一方向強化カーボン／エポキシ積層板のモード I 層間破壊特性, 日本機械学会論文集, A編, 53-494, 1898-1904 (1987).
- (11) de Charentenay, F. X., and Benzeggagh, M., Fracture Mechanics of Mode I Delamination in Composite Materials, Proc. Third Int. Conf. Comp. Mat., 1, 186-197 (1980) Pergamon Press, Oxford.
- (12) 田中啓介, 疲労破壊の力学, "疲労強度学", 西谷弘信編, p.159, (1985) オーム社.
- (13) Gillespie, J. W., Jr., Carlsson, L. A., and Smiley, A., J., Rate-Dependent Mode I Interlaminar Crack Growth Mechanisms in Graphite/Epoxy and Graphite/PEEK, Compos. Sci. Tech., 28, 1-15 (1987).
- (14) Arad, S., Randon, J. C., and Culver, L. E., Design Against Fatigue Failure in Thermoplastics, Eng. Frac. Mech., 4, 511-522 (1972).
- (15) 山崎利春, 千葉和夫, 市川以知郎, Al／接着剤モールド界面の疲労によるはく離進展挙動, 材料, 36-411, 1368-1394 (1987).
- (16) Herzberg, R. W., and Manson, J. A., Effect of Mean Stress and Load History on FCP, "Fatigue of Engineering Plastics", Chap. 3.7, 106-113 (1980) Academic Press.

- (17) O'Brien, T. K., Murri, G. B., and Salpekar, S. A., Interlaminar Shear Fracture Toughness and Fatigue Thresholds for Composite Materials, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 222-250 (1989).
- (18) de Charentenay, F. X., Harry, J. M., Prel, Y. J., and Benzeggagh, M. L., Characterizing the Effect of Delamination Defect by Mode I Delamination Test, "Effect of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 84-103 (1984).
- (19) Sutton, S. T., Fatigue Crack Propagation in an Epoxy Polymer, Eng. Frac. Mech., 6, 587-595 (1974).
- (20) Klesnil, M., and Lukas, P., Effect of Stress Cycle Asymmetry on Fatigue Crack Growth, Mat. Sci. Eng., 9, 231-240 (1972).
- (21) Ohta, A., and Sasaki, E., Influence of Stress Ratio on the Threshold Level for Fatigue Crack Propagation in High Strength Steels, Eng. Frac. Mech., 9, 307-315 (1977).
- (22) Nakai, Y., Tanaka, K., and Nakanishi, T., The Effects of Stress Ratio and Grain Size on Near-Threshold Fatigue Crack Propagation in Low-Carbon Steel, Eng. Frac. Mech., 15, 3-4, 291-302 (1981).

第 4 章 エポキシ樹脂をマトリックスとする積層板のモード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響

4・1 緒言

炭素繊維強化プラスチック（CFRP）の積層板を構造物として用いる場合、使用中の環境の影響を評価することは、安全性、信頼性の上から重要な問題である。エポキシ等の樹脂をマトリックスとする CFRP は、マトリックスである樹脂が水分を吸収するため（例えばエポキシ樹脂で 3～5 % 程度）[1]，水分を約 1～2 % 吸収することが知られており[2, 3]，金属材料の腐食といった概念とは別に、環境の影響が発生する。水分の拡散の解析もかなり行われており[3]，また、水分の吸収による寸法変化が起こるために、内部応力も発生する[4]。強度に及ぼす影響として、高温高湿下（Hot-wet）での圧縮特性の劣化[5, 6]，層間せん断強度の低下[7] 等，静的力学特性の劣化がすでに報告されている。しかし，水環境が疲労強度に及ぼす影響については，実験例が少なく，その影響も強度の増大，低下の両方が報告されており，明確ではない。Curtisら[8]は CFRP 積層板の疲労において，引張疲労強度はほとんど変化しないが，圧縮疲労強度が増大することを報告している。また，Jones[9]らは CFRP 直交積層板において，引張疲労強度は変化しないが，曲げ疲労強度は樹脂の可塑化によって上昇することを報告している。一方，CFRP（±45）_s 積層板の引張疲労について，駒井らは疲労強度の低下を報告している[10]。

環境が破壊力学的特性に及ぼす影響については，de Charentenay ら[11]，Russellら[12, 13]が，CFRP の層間はく離破壊靱性値の水分吸収による上昇について報告している。また，Hoa [14]らは切り欠きをつけたガラス繊維強化プラスチック（GFRP）のクリープにおいて寿命の増大を報告している。疲労き裂伝ば特性については，Wachnicki ら[15]が GFRP マット材の H₂SO₄ 中での挙動について検討している。さらに，層間はく離に類似の研究として，Mostovoyら

[16]はエポキシ系接着剤の疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響を調べ、水中でのき裂伝ば速度の低下を報告しているが、CFRP等の積層板の層間にはく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響を取り扱った研究はない。

本章では、第3章で取り扱ったCF/エポキシ積層板を対象として、下限界近傍の層間にはく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響につき検討した。

4・2 実験方法

4・2・1 材料および試験片

用いた材料は、第3章と同じCiba Geigy 914C プリプレグ積層板、および、東レP305プリプレグ積層板で、後述の飽和状態まで吸水させた場合の特性も含め、その材料構成、力学特性等をTable 4-1に示す。樹脂のガラス転移温度 T_g は示差走査型熱量計（DSC: Differential scanning calorimeter）を用い測定

Table 4-1. Materials and mechanical properties.

Prepreg Carbon fiber Epoxy		Ciba geigy 914C Toray T300 Ciba geigy 914	Toray P305 Toray T300 Toray #2500
Volume fraction of fiber		66%	60%
Constitution of laminate		(0) ₆₀	(0) ₃₂
Elastic constants (GPa)		$E_1=138, E_3=10, G_{13}=3.6$ $\nu_{13}=0.35$	$E_1=102, E_3=7.8, G_{13}=4.1$ $\nu_{13}=0.34$
Fracture toughness	K_{IC} (MPam ^{1/2}) G_{IC} (N/m)	1.4 160	1.7 250
Fracture toughness after moisture conditioning	K_{IC} (MPam ^{1/2}) G_{IC} (N/m)	1.4 170	
Glass transition temperature	T_g (°C)	186	130
Glass transition temperature after moisture conditioning	T_g (°C)	122	-

した。また、D C B (Double cantilever beam) 試験片 (幅20mm) を疲労試験に用いた。

4・2・2 疲労試験

破壊力学パラメータの算出については、第2章に述べたように、まず試験中の試験片のコンプライアンス λ とき裂長さ a の関係からエネルギー解放率 G を求め、次に G と応力拡大係数 K の関係式を用いて K を求めた (式 (2-2) 参照)。試験機は、パーソナルコンピュータを接続した電気油圧サーボ式 (島津製、容量9.8 kN) である。疲労試験では応力比 R (=最小荷重/最大荷重) を一定に保ち、また、相対的な応力拡大係数の変化速度 $C = - (1/K) (dK/d a)$ を一定に制御した。繰返し速度は10Hzとした。試験環境は、23℃水中である。

通常の電気油圧サーボ式試験機で、水中の試験を行うため、Figs. 4-1, 4-2のような治具を試作し、試験に用いた。ただし、用いたちょうつがいとアルミニウムブロックは第2章のB法 (Fig. 2-2 参照) と同じである。Fig. 4-1のような治具および変位計の取り付け状態の場合、荷重と変位計から求める見かけのコンプライアンス λ' は、次式のように試験片のコンプライアンス λ と負荷治具のコンプライアンス λ_L の和となる。

$$\lambda' = \lambda + \lambda_L \quad (4-1)$$

水中での疲労試験の前後に、通常の治具 (第2章のFig. 2-2 参照) のように変位計を取り付け、 λ_L を測定したところ、約 1×10^{-6} m/Nでほぼ一定であった。そこで、水中での試験中には、式 (4-1) を用いて測定した λ' から計算で λ を求め、第2章で述べたコンプライアンス法を用いて、き裂長さを自動測定した。水中試験の前後には、必ず通常の治具 (Fig. 2-2 参照) でき裂長さおよびコンプライアンス λ を測定し、 $\lambda - a$ 関係のキャリブレーション曲線を求めた。

Fig. 4-3 に、Fig. 4-1 の治具を用いた場合のコンプライアンスから計算で求めたき裂長さを示す。第2章の大気中での結果 (Fig. 2-14 参照) と比べると、1000 cycle毎に求めた測定点 (○印) の分解能は $\pm 20 \mu\text{m}$ と若干低下し

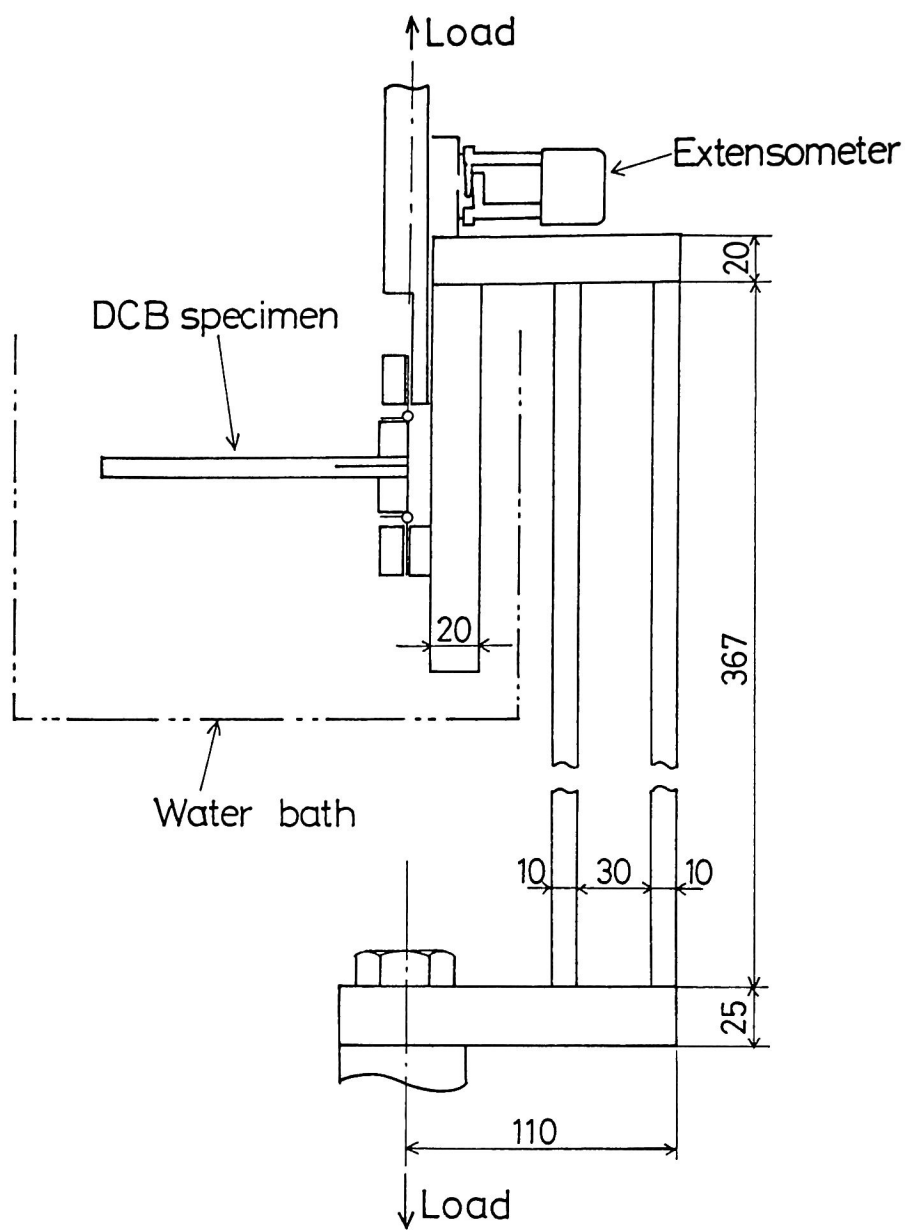


Fig. 4-1. Special loading device for tests in water.

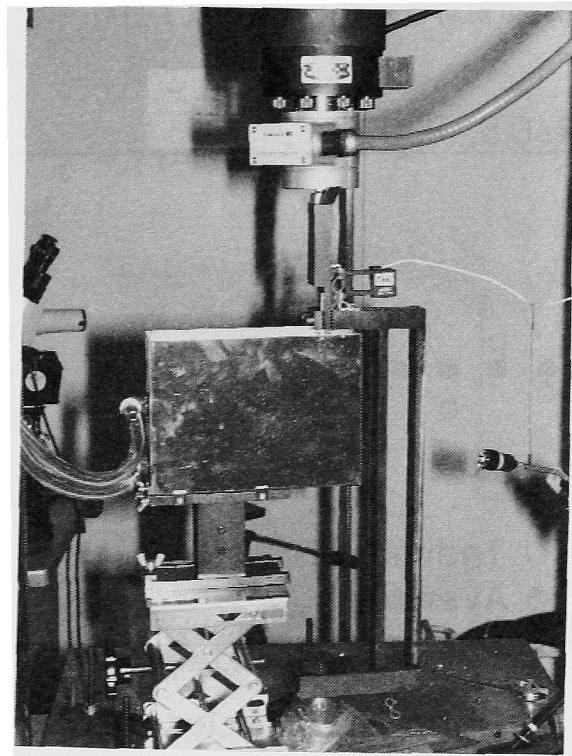
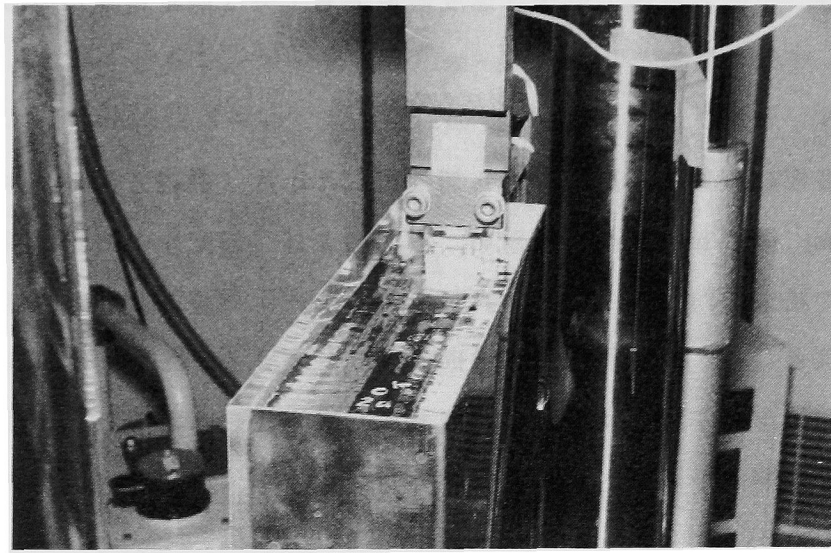


Fig. 4-2. Tests in water.

たが、この○印で示される測定点を50回平均した結果（●）の分解能は±1 μm程度であり、下限界近傍の低伝ば速度領域でも十分な測定精度が得られた。

4・2・3 吸水試験

914C積層板について、試験片から切り出した小片（繊維方向の長さ $a = 30\text{ mm}$ ，幅 $b = 20\text{ mm}$ ，厚さ $h = 8\text{ mm}$ ）を用い、23℃および 100℃水中で吸水試験を行った。100℃での結果をFig. 4-4に白印で示す。 \sqrt{t} で整理すると初期の吸水挙動はほぼ直線となり、Fickの線形拡散則が成立している。また、約1600hrで飽和したときの飽和含水率 M_m は2.5 wt%である。異方性を考えると、有限な直方体の吸水率 M は短期間の場合、次式となる[17]。

$$M/M_m = 4\sqrt{(t/\pi)}(\sqrt{d_L/a} + \sqrt{d_T/b} + \sqrt{d_T/h}) \quad (4-2)$$

ここで、 d_L 、 d_T は繊維方向、繊維に直角方向の拡散係数である。この両者の関係は、SpringerとTsaiの解析により、次式となる[18]。

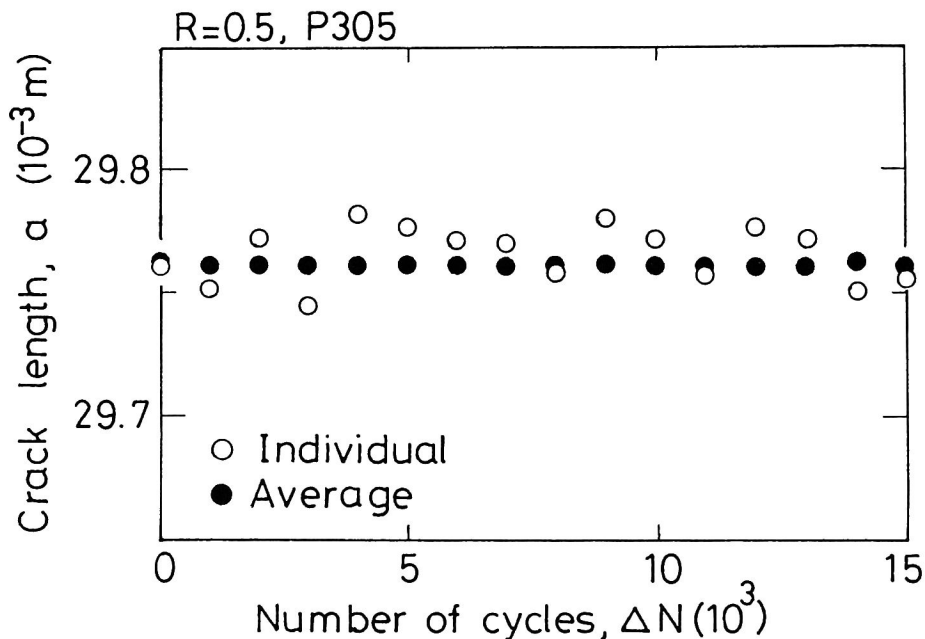


Fig. 4-3. Crack length calculated from compliance for tests in water with special loading device.

$$d_L / d_T = (1 - V_f) / (1 - 2 \sqrt{(V_f / \pi)}) \quad (4-3)$$

式(4-2), (4-3), M_m および Fig. 4-4 の直線の勾配から, 拡散係数が求まる. 914C積層板での23℃および 100℃の値は

$$d_L = 3.71 \times 10^{-8}, \quad d_T = 9.10 \times 10^{-9} \text{ mm}^2/\text{sec} \quad (23^\circ\text{C})$$

$$d_L = 4.08 \times 10^{-6}, \quad d_T = 1.00 \times 10^{-6} \quad (100^\circ\text{C})$$

である. また, P305積層板の23℃での値は

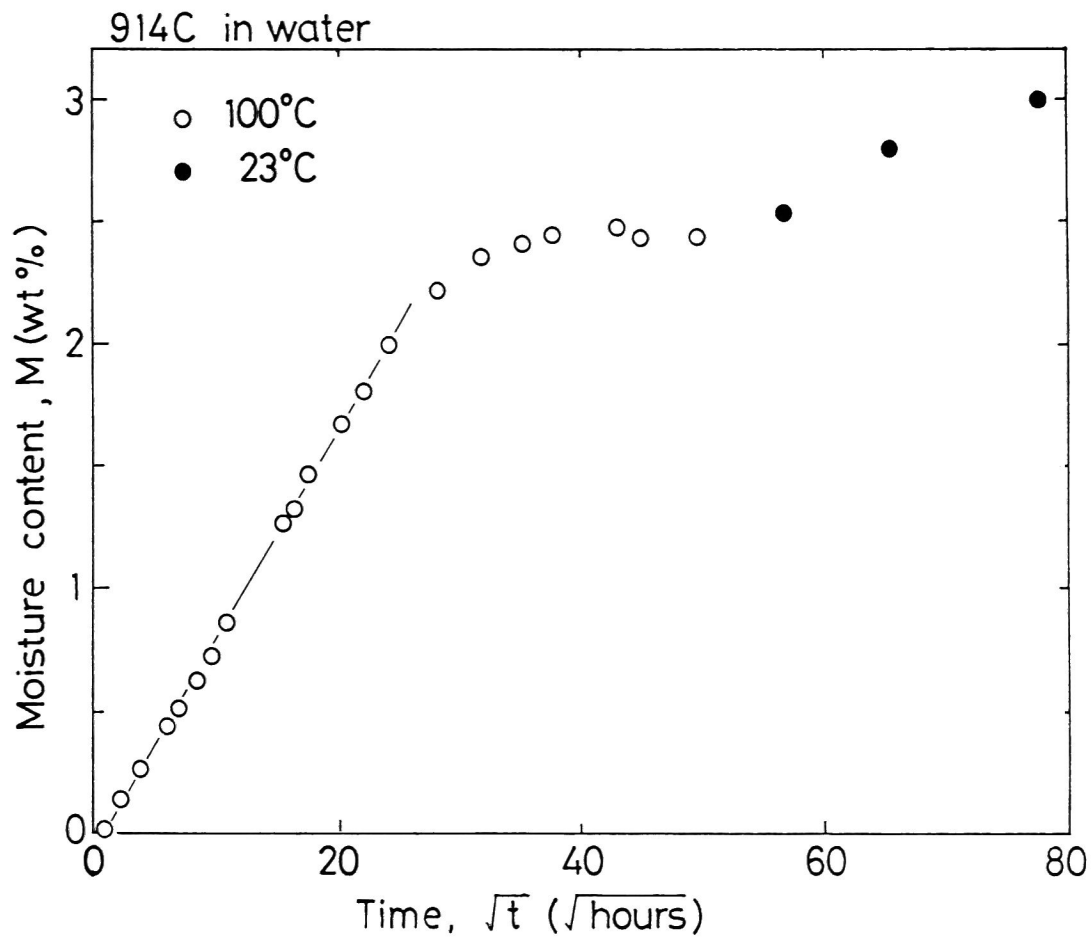


Fig. 4-4. Relation between moisture content and time for the 914C laminate.

$$d_L = 2.78 \times 10^{-8}, \quad d_T = 8.74 \times 10^{-9} \text{ mm}^2/\text{sec} \quad (23^\circ\text{C})$$

と求まる [19].

100℃で約 100日浸漬し飽和含水量に達した試験片は、そのまま23℃水中で長期保存した。このとき、Fig. 4-4 の黒印で示したように、一度飽和に達した試験片の含水率が再び上昇する現象が観察された。一般に飽和含水率の温度依存性は少なく [20]、また、23℃での拡散係数からもこの上昇は説明できない。したがって、Fig. 4-4 の現象はFickの法則に従わない現象が起こっていることを示唆しているものと思われる。Whitney らは長期の状態調節において同様の一度飽和してから再び含水率が上昇する現象を観測しており、樹脂中のき裂発生が原因と報告している [17]。また、GFRPでは繊維／樹脂界面でのき裂の発生が Dewimille らによって報告されているが [21]、本実験の場合の詳細は不明である。

4・2・4 水環境中での試験片の準備

試験片の幅および厚さ方向のみの拡散を考えると、長期間の水分の吸水挙動は次式で表される [22].

$$\frac{M}{M_m} = 1 - \exp \left(-7.3 \left(\frac{1}{b^2} + \frac{1}{h^2} \right)^{0.75} (d_T t)^{0.75} \right) \quad (4-4)$$

914C積層板の23℃中で、式 (4-4) を用いて $M/M_m = 0.9$ となる時間を計算すると、約41年となる。常温で試験片が飽和状態まで吸水させることは時間的に不可能であり、ここでは以下のような2種類の条件で試験片を準備し、疲労試験に供した。

(1) 予備浸漬 (短期間の水環境の影響)

試験開始前に試験片を無負荷で水中に2時間浸漬した。この場合 Fig. 4-5 (a) のように、水分は試験片の表層およびき裂近傍にしか拡散していない。この

場合、後述するように、き裂先端の破壊領域には水分は拡散している。

(2) 状態調節（長期間の水環境の影響）

914C積層板についてのみ、試験片を 100℃水中で約 100日間浸漬し、促進吸水させて、Fig. 4-5 (b)のように飽和含水量に達するまで水分の状態調節を行った。状態調節した試験片は、その後、23℃水中で3か月から1年間保存し、疲労試験に供した。なお、この促進吸水による状態調節後も、Table 4-1に示したように、静的な破壊靱性値はほとんど変化しなかった。

4・3 結果および考察

4・3・1 支配パラメータの決定

第3章で報告したように、914C積層板では、き裂伝ば挙動の応力比依存性を整理するパラメータとして、応力拡大係数範囲 ΔK ，最大エネルギー解放率 G_{max} ，

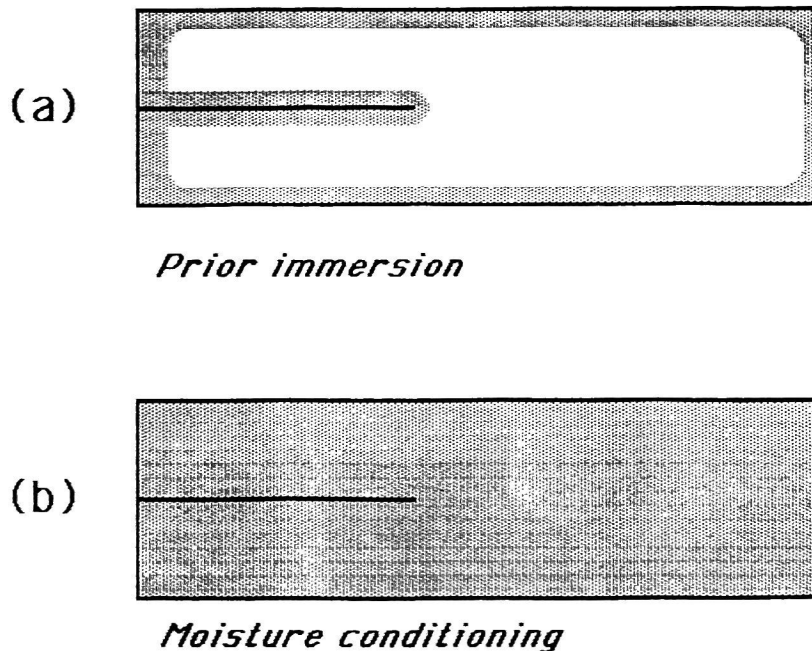


Fig. 4-5. Diffusion of water in specimen after prior immersion and after moisture conditioning.

エネルギー解放率範囲 ΔG を検討した結果、その中では ΔG が最も良いパラメータであった。しかし、P305積層板では ΔG で整理しても応力比依存性が残っており、しかも、 ΔG の物理的意味は ΔK や K_{max} のように明確ではない。そこで、第3章では、新たに、異なるR条件下でのき裂伝ばの支配パラメータとして次式で表される等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} を提唱した。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K (1 - R)^{-\gamma} = \Delta K^{1-\gamma} K_{max}^{\gamma} \quad (4-5)$$

ここで、 ΔK_{eq} は ΔK 、 K_{max} 、 γ からなる混合パラメータである。 γ は0と1の間で変化するパラメータで、 γ は最大荷重が伝ばに寄与する割合、 $1 - \gamma$ は繰返し荷重が伝ばに寄与する割合を示す。また、 ΔK_{eq} は応力比効果を $R = 0$ の場合の ΔK に換算したパラメータとも解釈される。よって当然 $R = 0$ では $\Delta K_{eq} = \Delta K$ である。

本章でも、疲労き裂伝ば挙動は ΔK_{eq} で整理した。ただし、CFRP積層板の破壊力学的取り扱い、一般にはエネルギー解放率で行われており、結果の比較を簡単にするため、付録にエネルギー解放率範囲 ΔG で整理した図を載せた。

まず式(4-5)の γ の値を定める。あらかじめ求めたき裂伝ば速度 da/dN と ΔK の関係から、 $da/dN = 10^{-11}$ m/cycle に対応する ΔK を下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} として求めた。Fig. 4-6に、914C積層板およびP305積層板の、予備浸漬した場合の23℃水中での疲労き裂伝ば試験における、伝ばの下限界 ΔK_{th} と応力比のパラメータ $(1 - R)$ の関係を黒印で示す。なお、大気中の結果も参考のため白印で示した。水中での ΔK_{th} と $(1 - R)$ の関係を、大気中の結果と同様に、両対数線図上で直線近似し、この直線の傾きから γ を求めた。水中での γ の値は、914C積層板では0.81、P305積層板では0.73となる。 γ の値が1に近いことは、き裂伝ばが最大応力に大きく支配されることを意味する。以下の ΔK_{eq} の算出にはこの下限界での γ の値を用いた。

4・3・2 予備浸漬後の23℃水中でのき裂伝ば挙動

Figs. 4-7, 4-8に、予備浸漬を行った場合の23℃水中での疲労き裂伝ば

速度と等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} との関係を黒印で示す。両図では参考のため、水中の試験と同一の応力比での大気中の実験結果を白印で示した。両材料とも、水中でも伝ば速度の応力比依存性は ΔK_{eq} で整理された。914C積層板の場合、べき乗則は $3 \times 10^{-10} \text{ m/cycle}$ 以上で成立した。これ以下の領域では、伝ば速度はべき乗の関係から低下し、下限界が存在した。べき乗則の成立する領域では、水中での伝ば速度は大気中の1/10と減速を示し、水中の下限界値は大気中の値の約 1.2 倍に増大した。一方、P305積層板の場合、水中の γ は大気中と比べ増大し、また、

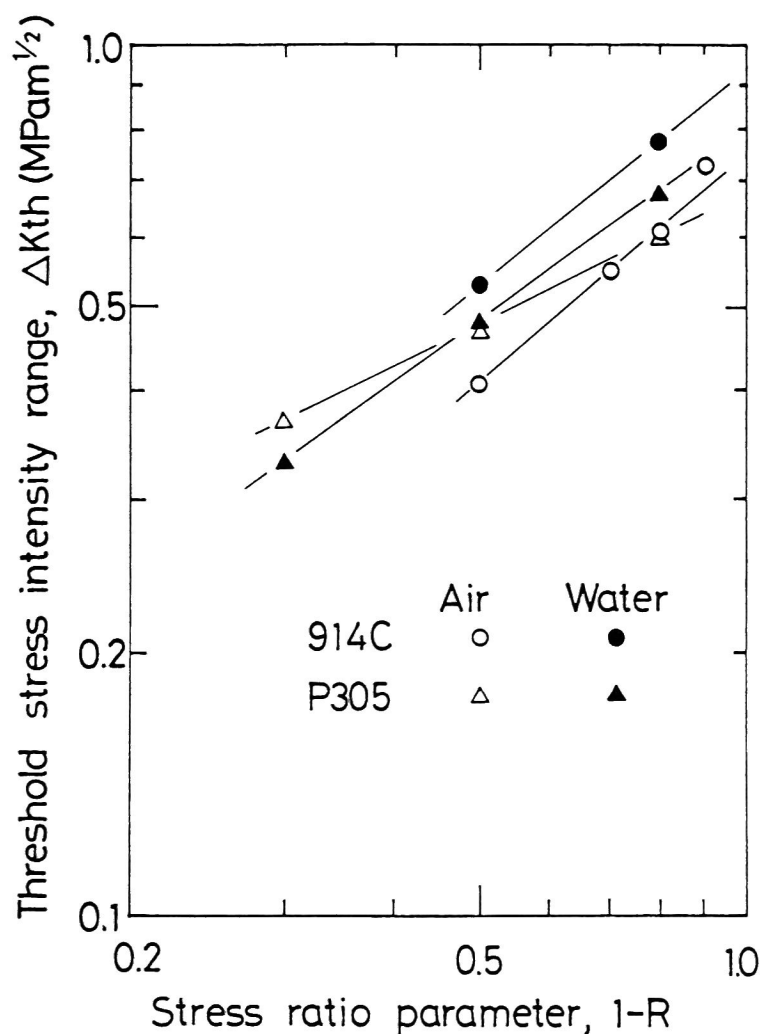


Fig. 4-6. Relation between stress intensity range and stress ratio parameter at threshold.

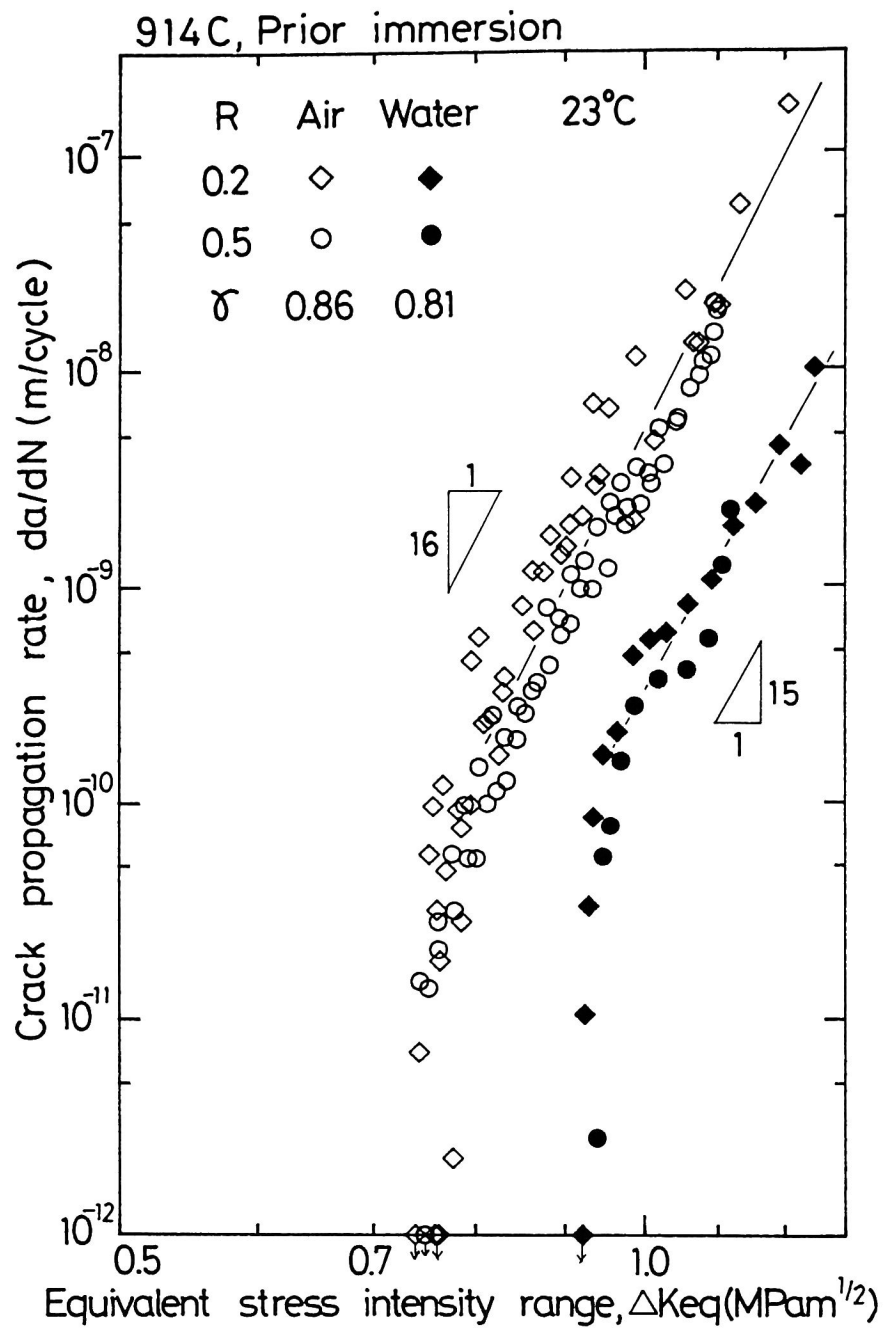


Fig. 4-7. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range for the 914C laminate in air and in water at 23°C after prior immersion.

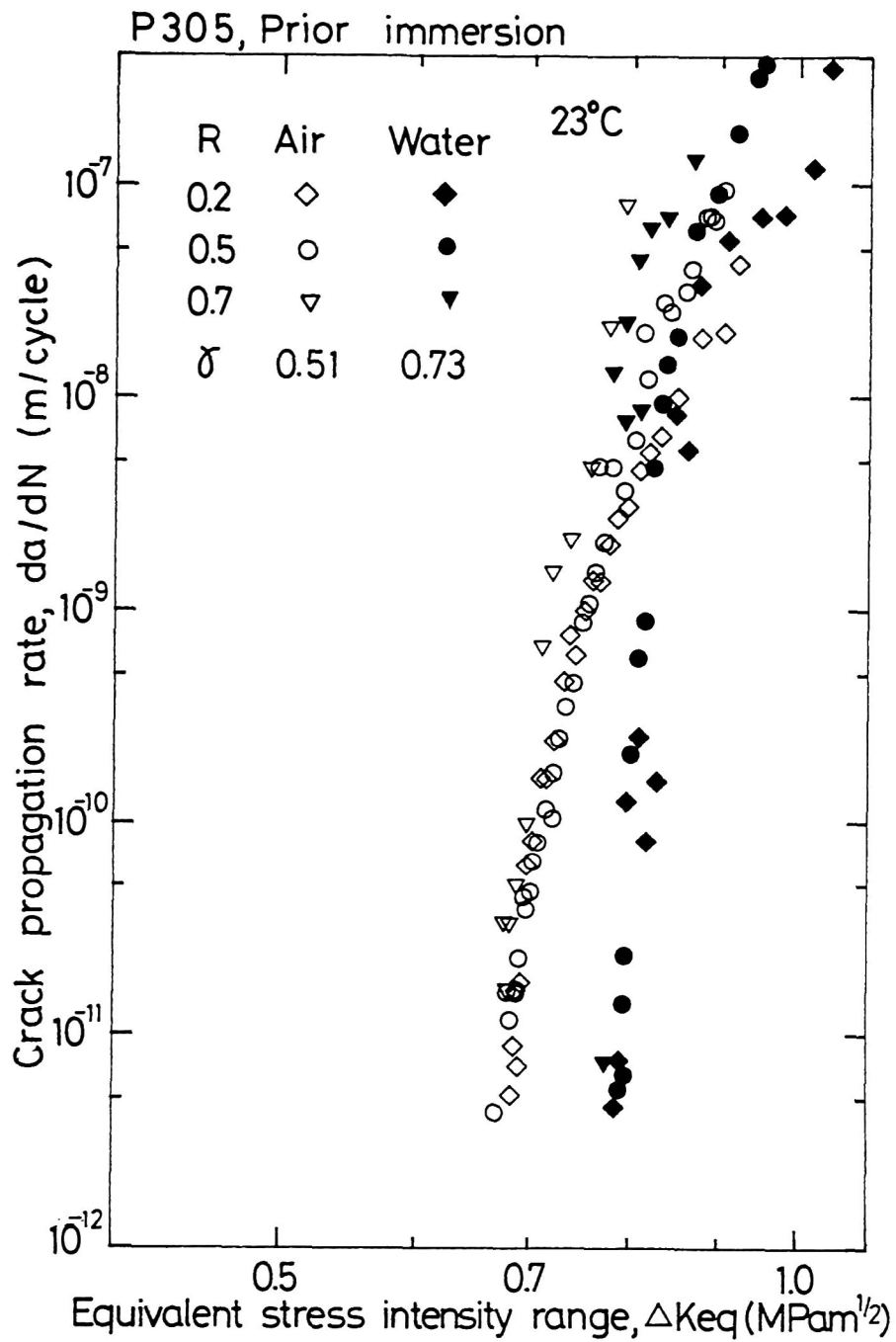


Fig. 4-8. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range for the P305 laminate in air and in water at 23°C after prior immersion.

べき乗の関係は約 10^{-8} m/cycle以上の領域で成立するようであるが、あまり明確ではない。大気中と比べ下限界値は増大したがその割合は小さく、べき乗則の領域では減速はみられなかった。水中で γ の値が少し大きくなっているため、 R が大きい場合、従来の ΔK 、 ΔG 等で比較すると水中で伝ぱが加速し、下限界値が減少することとなる。Fig. 4-6 では下限界での R が大きい領域での環境の影響の逆転現象が示されている。

4・3・3 予備浸漬後の水分の拡散

2時間の水中での予備浸漬後に、き裂先端の破壊領域に水分が拡散していることを確認するため、以下のような実験および解析を行った。Fig. 4-9は914C積層板での、試験片を水中に漬けた直後に開始した疲労試験の結果を示す。図のように、大気中での $da/dN - \Delta K_{eq}$ の関係から、水中の関係への遷移が観察され、この遷移に要する時間は約1時間であった。一方、Fickの線形拡散則を用いて、繊維方向の一次元の拡散を検討した。飽和含水量を M_m とすると、半無限体の水分吸収の分布は次式で表される[23]。

$$M/M_m = 1 - \operatorname{erf} (x / (4 D t)^{1/2}) \quad (4-6)$$

ここで、 erf は誤差関数、 D は拡散係数、 x は表面からの距離、 t は時間である。式(4-6)の値を求め、Fig. 4-10に示した。ここで、 D として繊維方向の拡散係数 d_L を用い、 $M/M_m = 0.5$ になる点までの距離 x を求めると、914C積層板の場合、23℃では1時間で $11\mu\text{m}$ に、2時間で $16\mu\text{m}$ になる。一方、平面ひずみでの塑性域寸法は、

$$\omega = 1 / 3 \pi (K / \sigma_{ys})^2 \quad (4-7)$$

と表される[24]。この塑性域寸法は等方性材料のものであるが、異方性材料でも無限体中のき裂のDugdaleモデルの塑性域寸法は等方性と同じであり[25]、近似的に用いても良いと思われる。CF/エポキシ積層板では、き裂伝ぱ挙動は最大荷重に大きく支配されるので、式(4-7)で降伏応力 σ_{ys} にマトリックス(エ

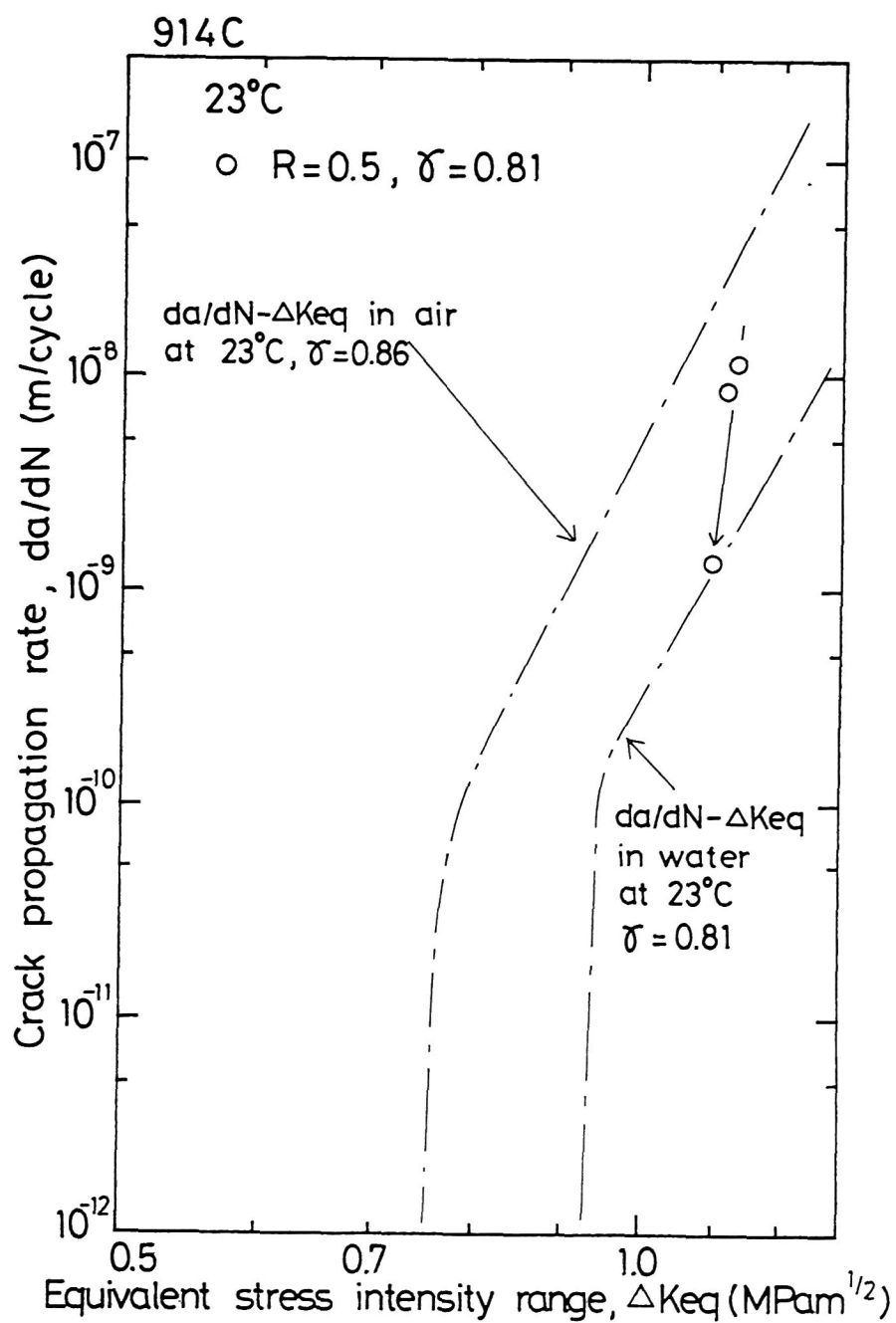


Fig. 4-9. Result of test for the 914C laminate in water at 23°C started immediately after dipping.

ポキシ914)の曲げ強度131 MPaと最大応力拡大係数 K_{max} を用いると[26], 塑性域の大きさは $R = 0.5$ の場合で下限界で $7 \mu m$, $da/dN = 10^{-8} m/cycle$ で $10 \mu m$ になる. P305積層板について同様の解析を行うと, $M/M_m = 0.5$ となる距離 x は1時間後に $10 \mu m$, 2時間後には $14 \mu m$ となる. 塑性域の大きさは一番大きくなる $R = 0.7$ の場合で, 下限界で $13 \mu m$, $da/dN = 10^{-8} m/cycle$ で $14 \mu m$ となる. したがって, 塑性域寸法は予備浸漬後の水分の分布領域と同程度以下であり, Fig. 4-9の結果と合わせると, 2時間の予備浸漬により, 少なくとも下限界近傍のき裂に対しては, 水分は破壊領域に十分浸透していると判断される. 伝ば速度の速い領域については, き裂の伝ばと水分の拡散のより詳細な検討が必要である.

4・3・4 予備浸漬後の50℃水中でのき裂伝ば挙動

914C積層板について, 予備浸漬した材料の50℃水中でのき裂伝ば挙動を調べた. き裂伝ば速度 da/dN と等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} の関係をFig. 4-11に示す. ここで, γ の値は, Fig. 4-6と同様に ΔK_{th} と $(1-R)$ の関係から求めた,

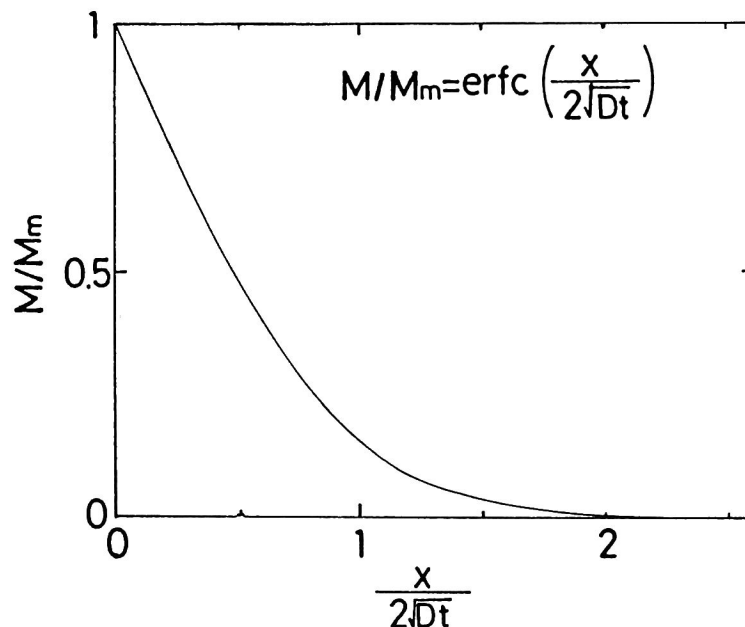


Fig. 4-10. Diffusion of moisture in a semi-inifinite body.

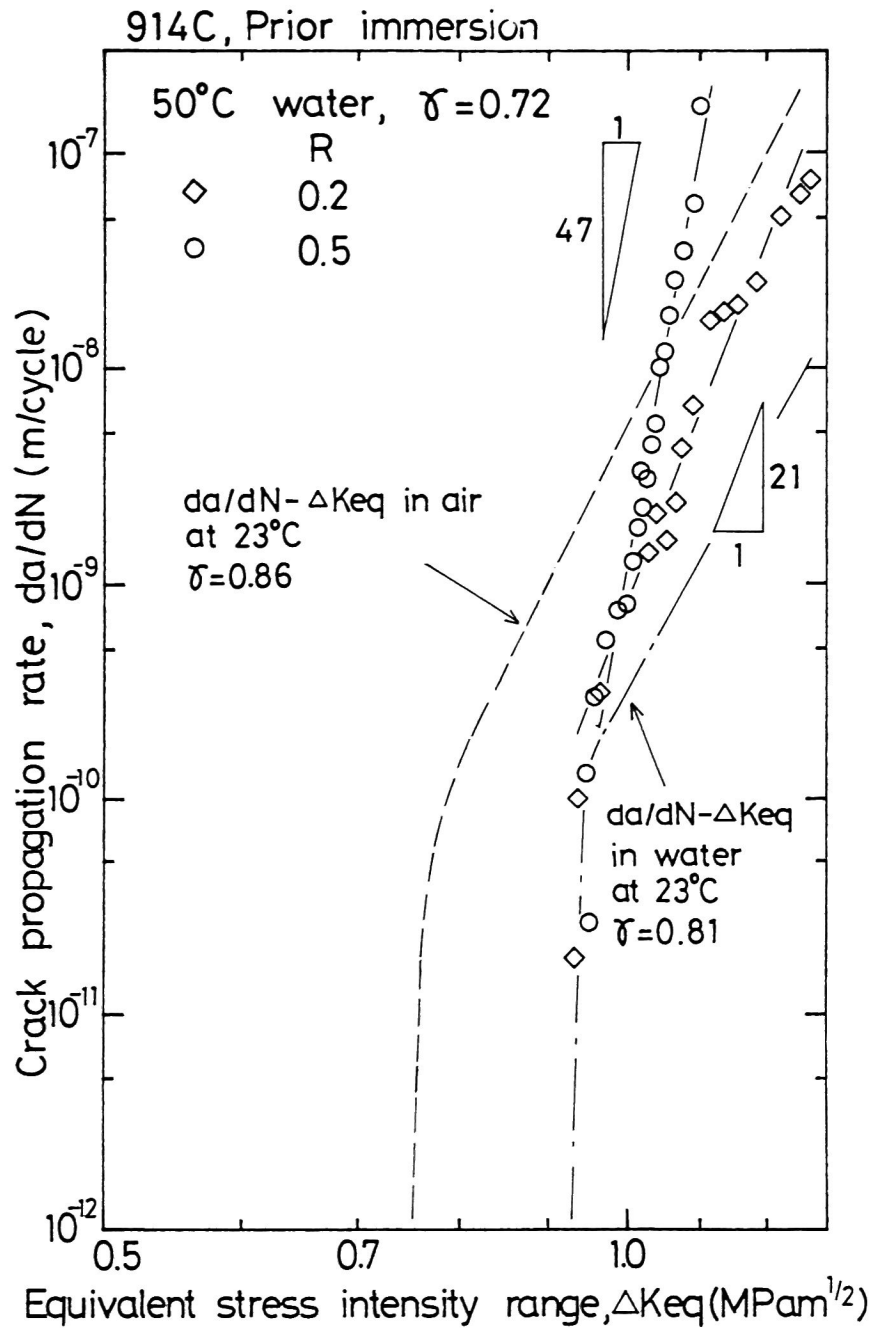


Fig. 4-11. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 50°C for the 914C laminate after prior immersion.

下限界での値を用いた。図中の破線および1点鎖線はFig. 4-7の同一材料での大気中および23℃水中での結果である。 10^{-10} m/cycle以下の低伝ば速度領域では、伝ばの下限界が存在し、その値は23℃水中の値とほぼ等しかった。また、応力比依存性もほとんど見られなかった、これに対し、 10^{-9} m/cycle以上の領域では応力比の影響が現れた。べき指数は23℃水中と比べ大きくなり、また、応力比が大きくなるにつれ増大した。伝ば速度の速い領域では、50℃水中でのき裂伝ば速度は23℃水中と比べ著しく増大し、 $R = 0.5$ の場合は大気中の結果よりも増大し、著しい劣化が認められた。

4・3・5 長期間の水中浸漬の影響

914C積層板につき、飽和含水量まで長期に状態調節した試験片を用い、23℃水中で試験を行った。 γ の値は、Fig. 4-6と同様に ΔK_{th} と $(1-R)$ の関係から求めた下限界での値を用いた。結果をFig. 4-12に示す。き裂伝ば速度は応力比に依存せず、応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} で整理できた。同一の ΔK_{eq} で比較すると、伝ば速度は予備浸漬をした材料の水中での結果(1点鎖線)と比べ約300倍、大気中(破線)と比べても約30倍増大し、下限界値もそれぞれ0.65倍、0.8倍と大きく減少した。Table 4-1に示したように、破壊靱性値は、状態調節をした場合、本実験では変化していない。これに対し、本実験の疲労き裂伝ば抵抗は低下しており、環境の影響が逆の傾向を示す。このことは、静的な材料評価のみでは危険側の結果をもたらすことを意味し、環境中での疲労強度評価の重要性を示唆している。Table 4-2に $da/dN = 10^{-11}$ m/cycleで求めた下限界値および γ の値をまとめた。

4・3・6 水環境の影響の機構

Figs. 4-13, 4-14に、914C積層板およびP305積層板の予備浸漬を行った場合の23℃水中での疲労き裂伝ば試験の破面の走査電子顕微鏡(SEM: Scanning electron microscope)写真を示す。それぞれ(a)は下限界近傍、(b)はべき乗の関係が成立する領域のSEM写真で、比較のため、(c)に第3章で報告した

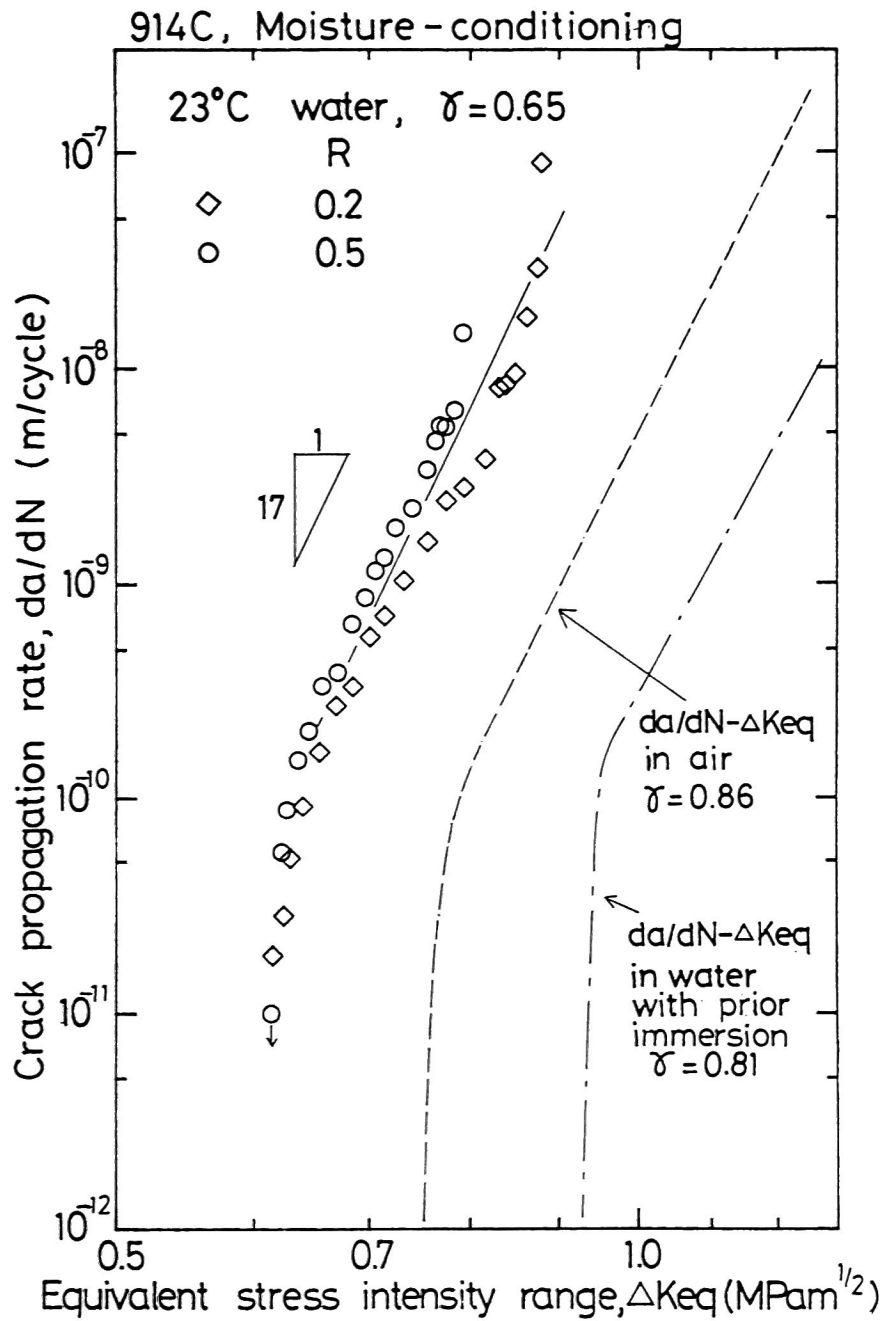


Fig. 4-12. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 23°C for the 914C laminate with moisture conditioning.

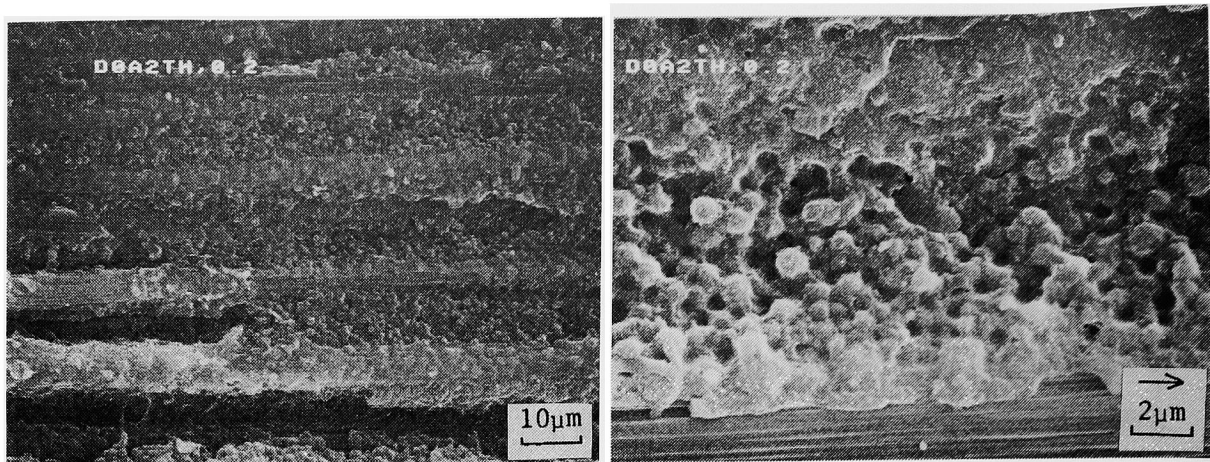
Table 4-2. Fracture mechanics parameters at threshold.

Material	Environment	ΔK_{th} (MPam ^{1/2})		ΔK_{eqth} (MPam ^{1/2})		ΔG_{th} (N/m)	
		R=0.2	R=0.5		γ	R=0.2	R=0.5
914C	Air 23 °C	0.61	0.41	0.75	0.86	47	43
	Water 23 °C Prior immersion	0.77	0.53	0.93	0.81	75	72
	Water 50 °C Prior immersion	0.80	0.57	0.94	0.72	79	82
	Water 23 °C Moisture conditioning	0.53	0.39	0.62	0.65	36	39
P305	Air 23 °C	0.61	0.47	0.68	0.51	52	63
	Water 23 °C Prior immersion	0.67	0.48	0.79	0.73	62	63

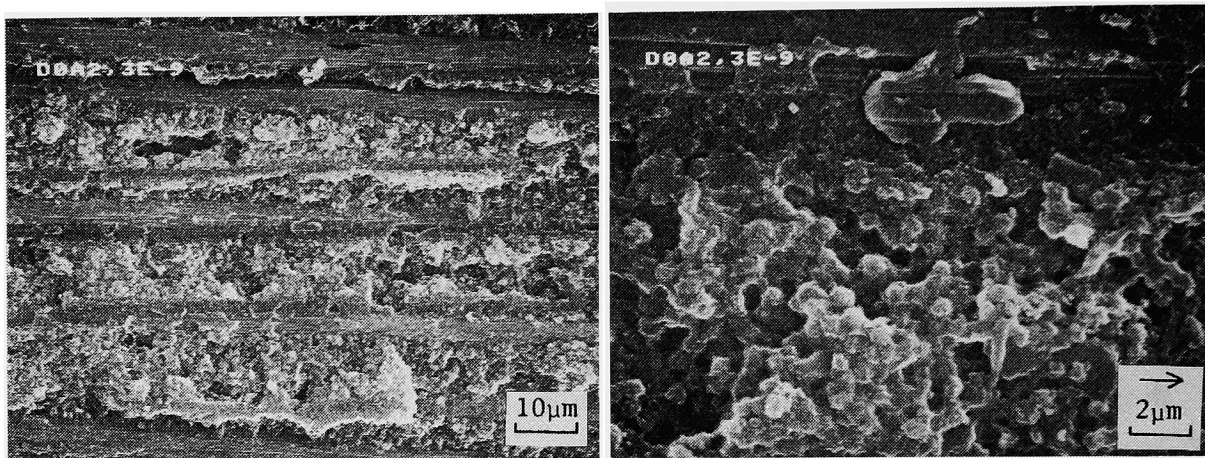
大気中の下限界近傍のSEM写真を示した。矢印がき裂伝ば方向を示し、それぞれ右側の写真は左側とほぼ同一のところでの拡大写真である。914C積層板の場合、水中でも大気中と同様に樹脂過多な破面となっており、き裂はプリプレグ積層界面の樹脂中を伝ばした。また、拡大写真でも、樹脂の破壊の様相には大気中との差は認められない。これに対し、P305積層板では、大気中と同様に水中でも繊維が露出しており、き裂は樹脂と繊維の界面を伝ばした。P305でも水環境中の破面と大気中の破面の間には著しい差はない。両材料での破面の相違は、2つの積層板で破壊の微視機構が異なることを示唆している。

2種の積層板によって水環境の影響が異なる原因は、上述の破壊の微視機構の違いによるものとみなされる。914C積層板では、上述のように破壊はプリプレグ積層界面のマトリックス層が中心であった。ところで、一般に樹脂は吸水すると延性的になり[2]、破壊靱性値の増大も報告されている[11-13]。Table 4-1のように、本研究でも914C積層板のガラス転移温度が186℃から122℃に大きく低下している。また、de Charentenayら[11]の914C積層板の結果では、破壊靱性値は水分吸収によりエネルギー解放率で約40%増大しており、本研究での下限界値の増大とほぼ等しい。一方、4・3・1節で検討したように γ の値は1に近く、疲労破壊は繰り返し荷重よりも最大荷重に支配されている。したがって、914C積層板では、脆性的なエポキシマトリックスが延性的になりき裂伝ば速度の低下をもたらしたものと考えられる。複合材料での吸水による疲労強度の増大は、駒井ら[27]によっても報告されている。これに対し、P305積層板では界面の破壊が主であり、樹脂そのものの効果は少ない。この微視機構の違いが、高伝ば速度領域での、水環境の影響の違いをもたらしたものと考えられる。なお界面強度が弱い積層板では、水中での破壊靱性が減少することが報告されている[12]。

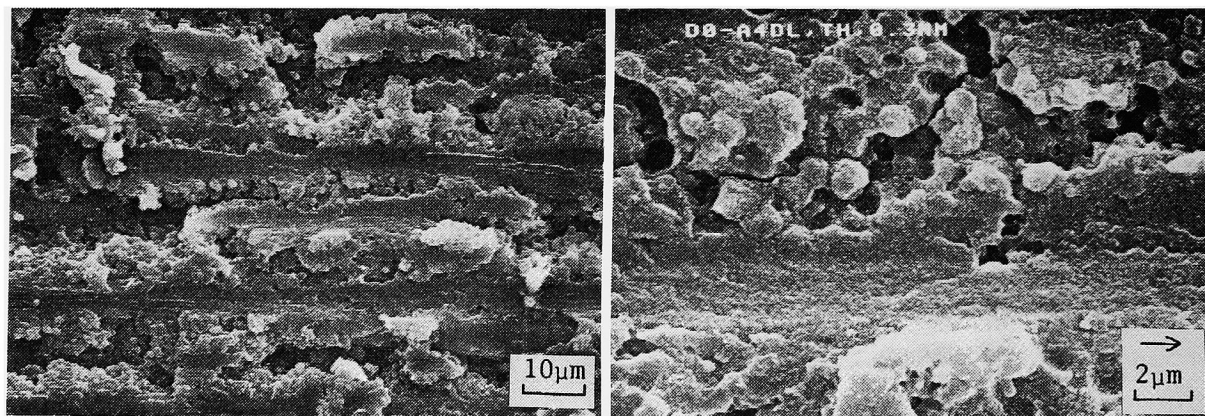
Fig. 4-15 に914C積層板の予備浸漬後の50℃水中での疲労き裂伝ばの破面のSEM写真を示す。(a)の下限界近傍では、大気中、23℃水中と同様に、樹脂過多な破面であった。これに対し、(b)の伝ば速度の速い領域では、界面での破壊が観察された。この界面破壊はき裂伝ば速度が速くなるにつれ、(c)のようにより顕著になった。この、破壊機構の樹脂破壊から界面破壊への変化が、50℃水



(a) In water, $R=0.5$, $da/dN=3 \times 10^{-10}$ m/cycle.

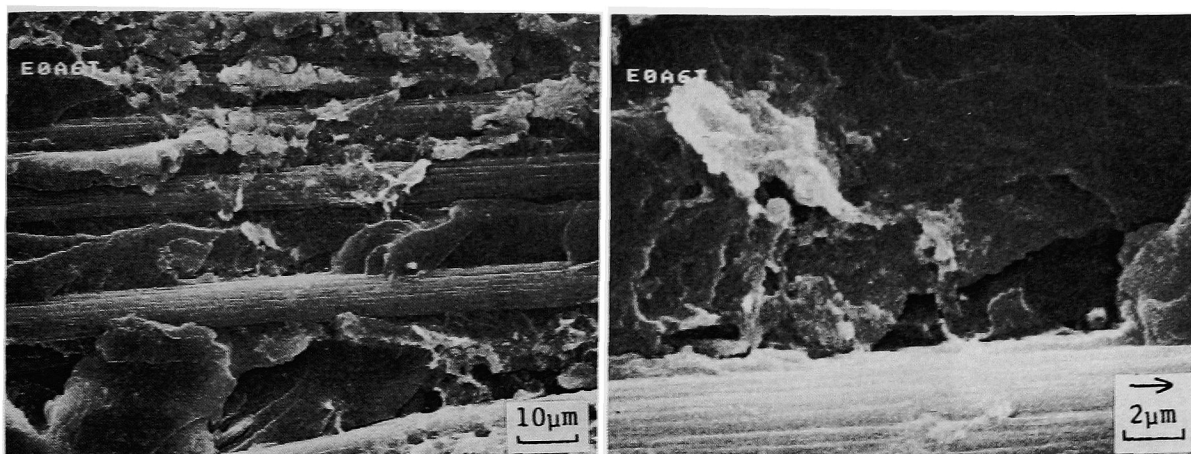


(b) In water, $R=0.5$, $da/dN=3 \times 10^{-9}$ m/cycle.

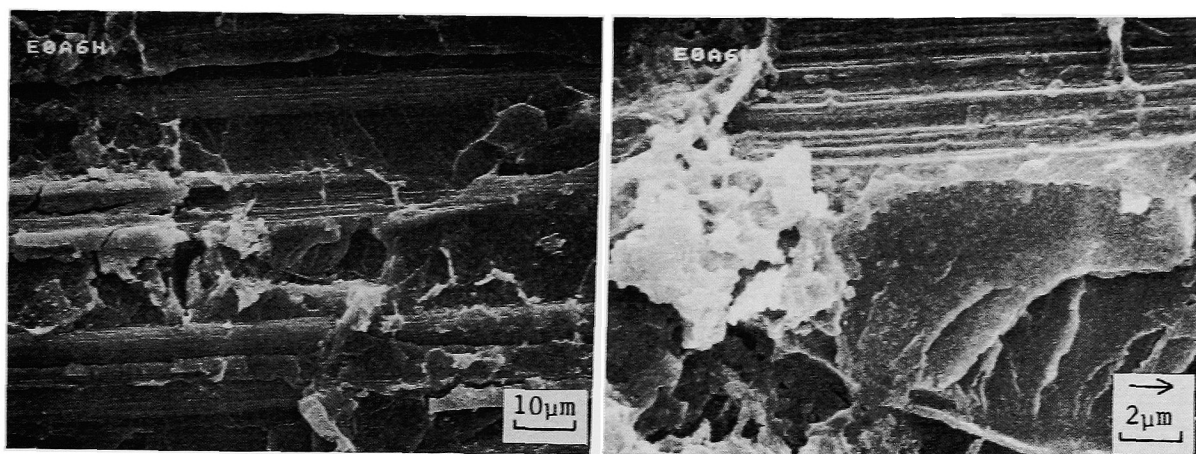


(c) In air, $R=0.5$, $da/dN=2 \times 10^{-10}$ m/cycle.

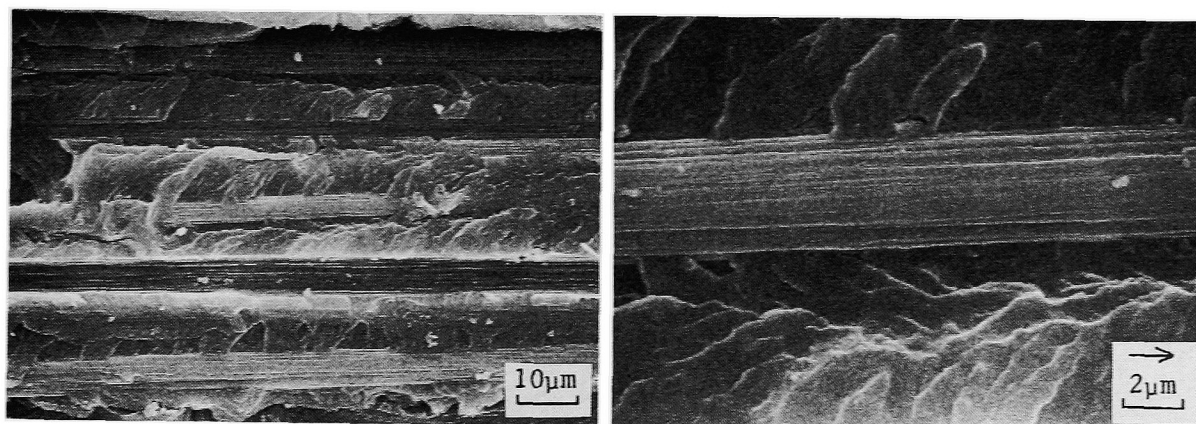
Fig. 4-13. Scanning electron micrographs of fracture surfaces for the 914C laminate under fatigue loading in air and in water at 23 °C after prior immersion.



(a) In water, $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-10} \text{ m/cycle}$.

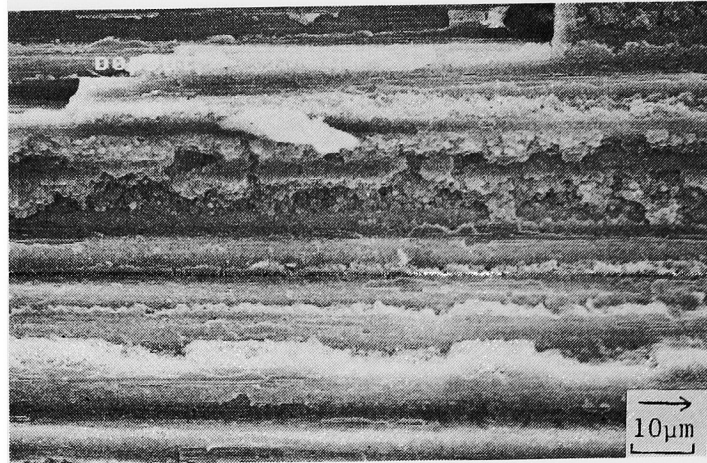


(b) In water, $R=0.2$, $da/dN=3 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$.

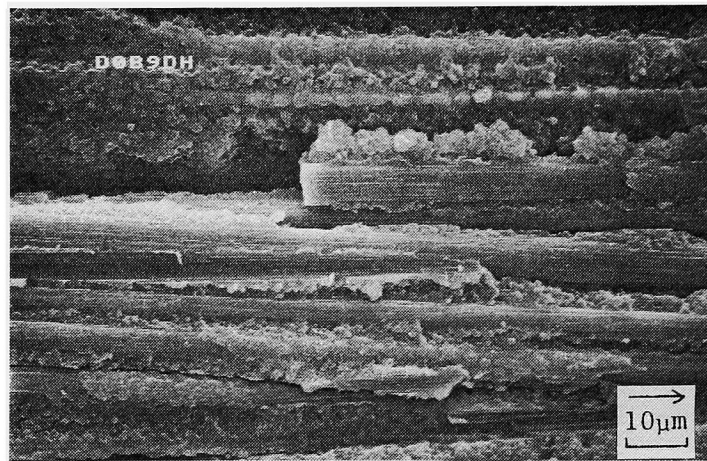


(c) In air, $R=0.5$, $da/dN=3 \times 10^{-10} \text{ m/cycle}$.

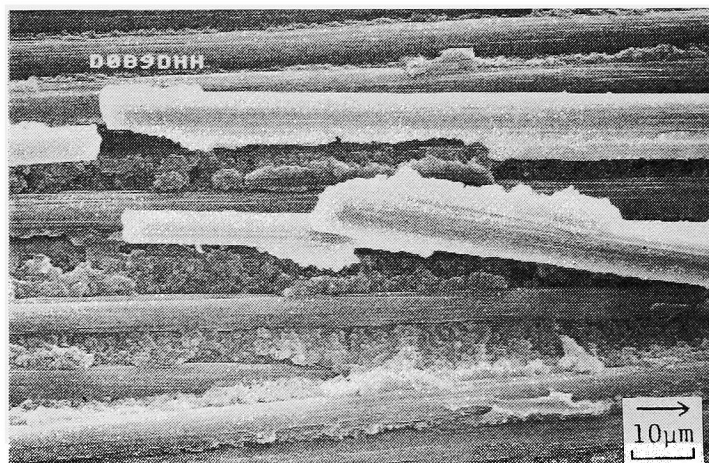
Fig. 4-14. Scanning electron micrographs of fracture surfaces for the P305 laminate under fatigue loading in air and in water at 23 °C after prior immersion.



(a) $R=0.2$, $da/dN=3 \times 10^{-10}$ m/cycle.

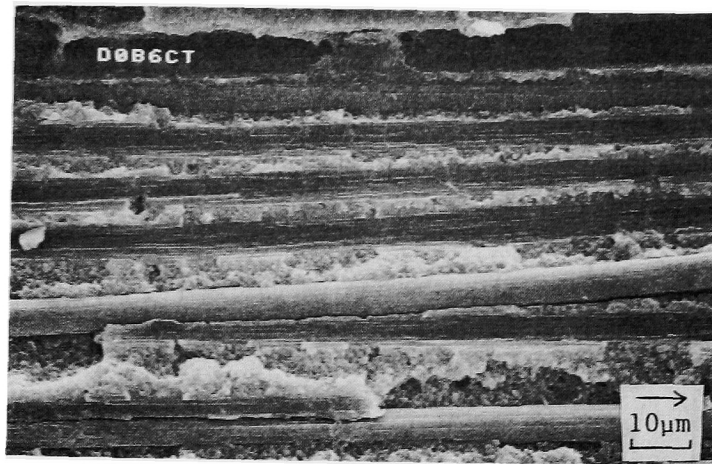


(b) $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-8}$ m/cycle.

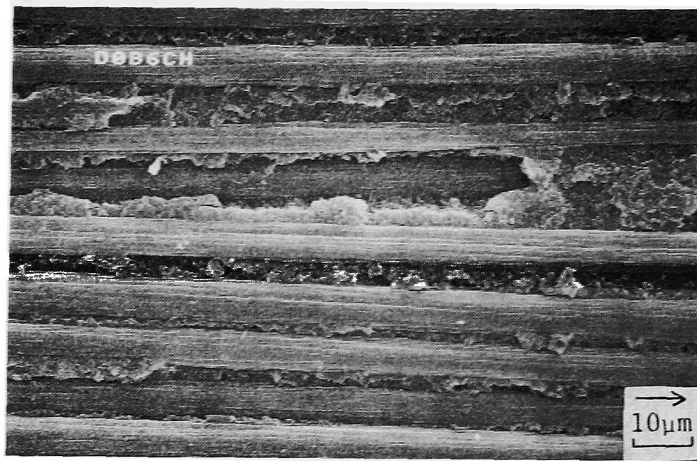


(c) $R=0.2$, $da/dN=6 \times 10^{-8}$ m/cycle.

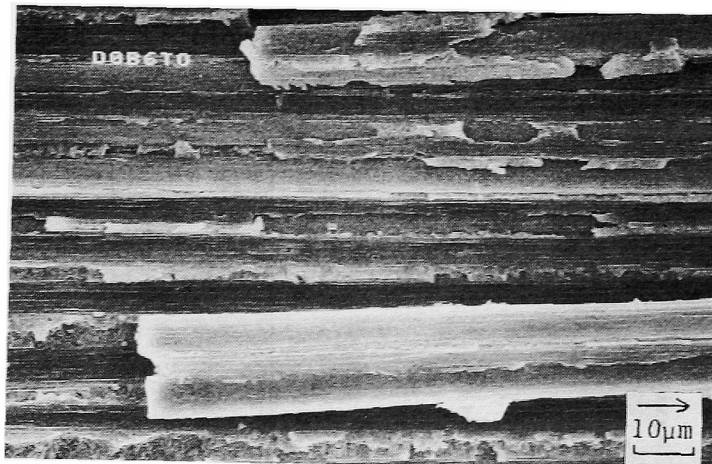
Fig. 4-15. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in water at 50 °C for the 914C laminate after prior immersion.



(a) $R=0.5$, $da/dN=2 \times 10^{-10}$ m/cycle.



(b) $R=0.5$, $da/dN=1 \times 10^{-8}$ m/cycle.



(c) Static fracture.

Fig. 4-16. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in water at 23 °C for the 914C laminate with moisture conditioning.

Table 4-3. Mechanisms of environmental effects.

Material	Environment	Fracture surface Threshold/Power law		Change of da/dN Threshold/Power law		γ
914C	Air 23 °C	Resin	Resin	-	-	0.86
	Water 23 °C Prior immersion	Resin	Resin	Decrease	Decrease	0.81
	Water 50 °C Prior immersion	Resin	Interface	Decrease	Increase	0.72
	Water 23 °C Moisture conditioning	Interface	Interface	Large increase	Large increase	0.65
P305	Air 23 °C	Interface	Interface	-	-	0.51
	Water 23 °C Prior immersion	Interface	Interface	Small decrease	No change	0.73

Fracture surface : Resin = matrix was dominant.
Interface = interfacial debonding was dominant.

Region of growth rate : Threshold = Threshold region.
Power law = Power law region.

中での伝ば速度の速い領域での劣化の原因と考えられる。

Fig. 4-16 には、水分の状態調節を行った場合の23℃水中での疲労破壊の、破面のSEM写真を示す。予備浸漬を行った場合の23℃水中での破壊の結果とは異なり、疲労破面（(a)：下限界近傍，(b)：べき乗の関係の成立する領域）および(c)の静的破面とも界面破壊が主体となっている。この界面はく離の多発が著しい劣化の原因と考えられる。de Charentenayらは同種の914C積層板で薄い試験片を用いて短時間で飽和含水量まで状態調節した場合、破壊靱性試験の破面は樹脂過多のままであり変化しないこと、破壊靱性値がエネルギー解放率で表して約40%増加することを報告している[11]。これに対して、前述のように本研究では破壊靱性値の増大は観測されていない。したがって、4・2・2節の飽和後の吸水率の再上昇を考えあわせると、状態調節後の疲労き裂伝ば試験において、界面はく離が発生し、劣化した原因は、長期の温水中での浸漬と考えられる。ただし、長期の状態調節後もガラス転移温度は122℃と浸漬した温水の温度100℃よりは高く、極端な樹脂の劣化は考えられない。

Table 4-3 に水環境の影響と走査電顕写真による破面観察の結果をまとめて示した。き裂伝ばに及ぼす水環境の影響は、き裂がプリプレグ積層界面の樹脂中を伝ばするか、樹脂と繊維の界面を伝ばするかに密接に関連しており、特に、同一材料で環境によって界面が劣化し、き裂伝ばの機構が樹脂破壊から界面破壊に変化する場合に、著しい環境劣化が見られた。また、 γ の値を比較すると、樹脂破壊より、界面破壊のほうが γ の値は小さくなっている。

ところで、水中での荷重－変位関係は、 $R=0.5$ では大気中と同様に直線であったが、 $R=0.2$ では流体誘起閉口現象がみられた[28]。しかし、前述のように疲労破壊は最大荷重に大きく支配されており、また、水環境の影響が応力比によって大きくは変化しないことから、この $R=0.2$ での閉口現象が、伝ばに及ぼす影響は小さいと考えられる。そのため、ここでは有効応力拡大係数 ΔK_{eff} の検討は行わなかった。上述のように、水環境の影響は、環境による破壊機構の変化が主な原因と考えられる。

4・4 結言

本章では2種類のCF／エポキシ積層板の疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響を、短期（予備浸漬）および長期（状態調節）の2種の水環境の状態に区別して比較検討した。結果の要点は次のとおりである。

（1）予備浸漬を行った場合の23℃での試験において、水環境が層間はく離き裂伝ば挙動に及ぼす影響は、2種の積層板で異なった。等価応力拡大係数範囲で整理すると、914C積層板では、伝ば速度が水中では大気中の約10分の1になり、下限界値は約1.2倍に増大した。一方、P305積層板では、下限界値は増大したが、べき乗則の領域では減速はみられなかった。

（2）予備浸漬後の50℃水中での914C積層板のき裂伝ば挙動は、下限界近傍では23℃水中とほぼ同じであった。これに対し、べき乗の関係が成立する伝ば速度の速い領域では、伝ば速度の増大とべき指数の増加が観測された。

（3）長期に100℃水中で水分の状態調節を行った場合、914C積層板では、伝ば速度は状態調節をしなかった場合の水中の結果と比べ300倍、大気中と比べても30倍と加速し、下限界値も大きく減少した。この劣化は、同条件の破壊靱性試験では観測されなかった。

（4）予備浸漬後の23℃水中の走査電顕観察で、914C積層板の破面は樹脂過多であったが、P305積層板の破面は、界面破壊が顕著であった。この破壊の微視機構の相違が、水環境の影響の相違と関連づけられた。また、914C積層板において予備浸漬後の50℃水中の伝ば速度の速い領域、および状態調節を行った場合の全領域で、疲労破壊の機構が樹脂破壊から界面破壊に変化していることが明らかとなった。このように水環境の影響は、破面観察から破壊機構の変化と密接な関係にあることがわかった。

付録 き裂伝ば挙動のエネルギー解放率範囲による整理

CFRP積層板の破壊力学的取り扱い、破壊靱性、疲労き裂伝ば挙動とも、一般の報告ではエネルギー解放率をパラメータとして行われることが多い。しかし、第3章で述べたように、対象とした2種のCF／エポキシ積層板の応力比依存性

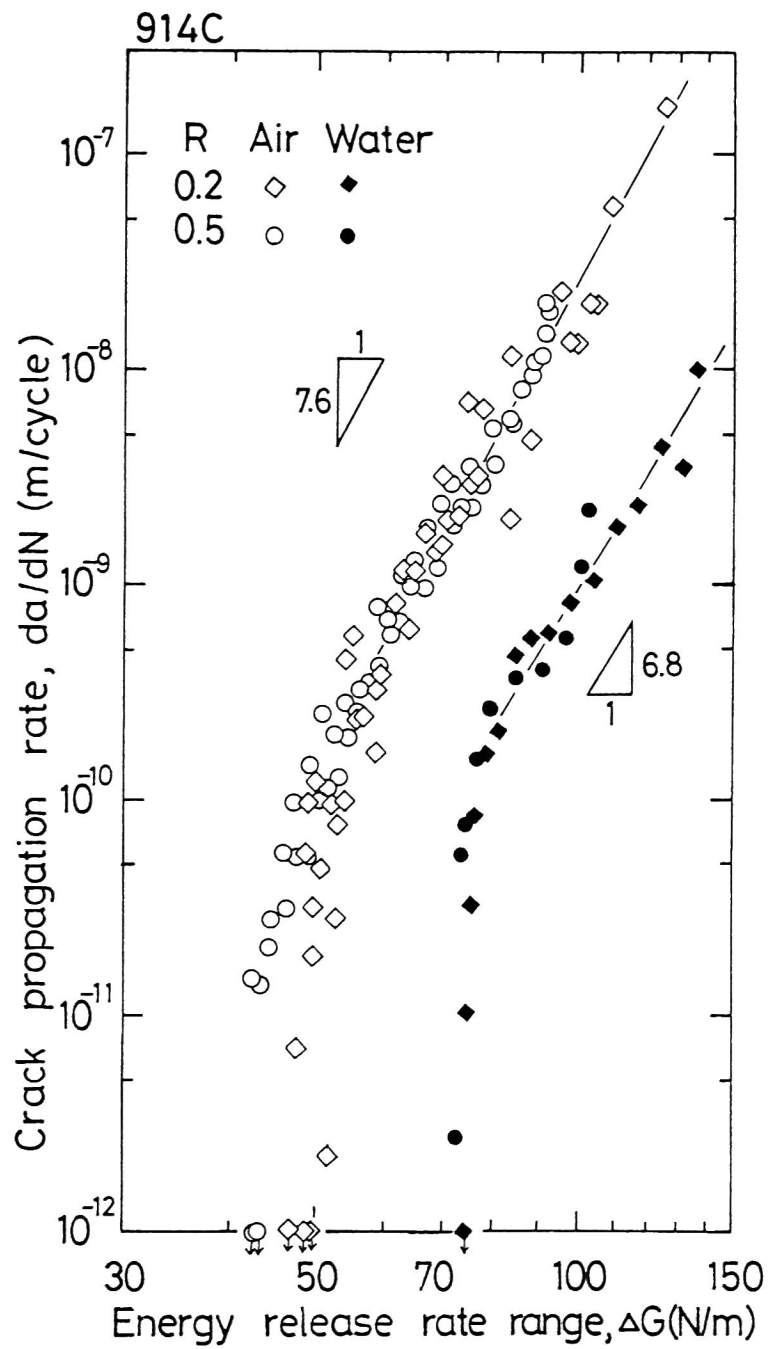


Fig. 4-17. Relation between crack propagation rate and energy release rate range for the 914C laminate in air and in water at 23°C after prior immersion.

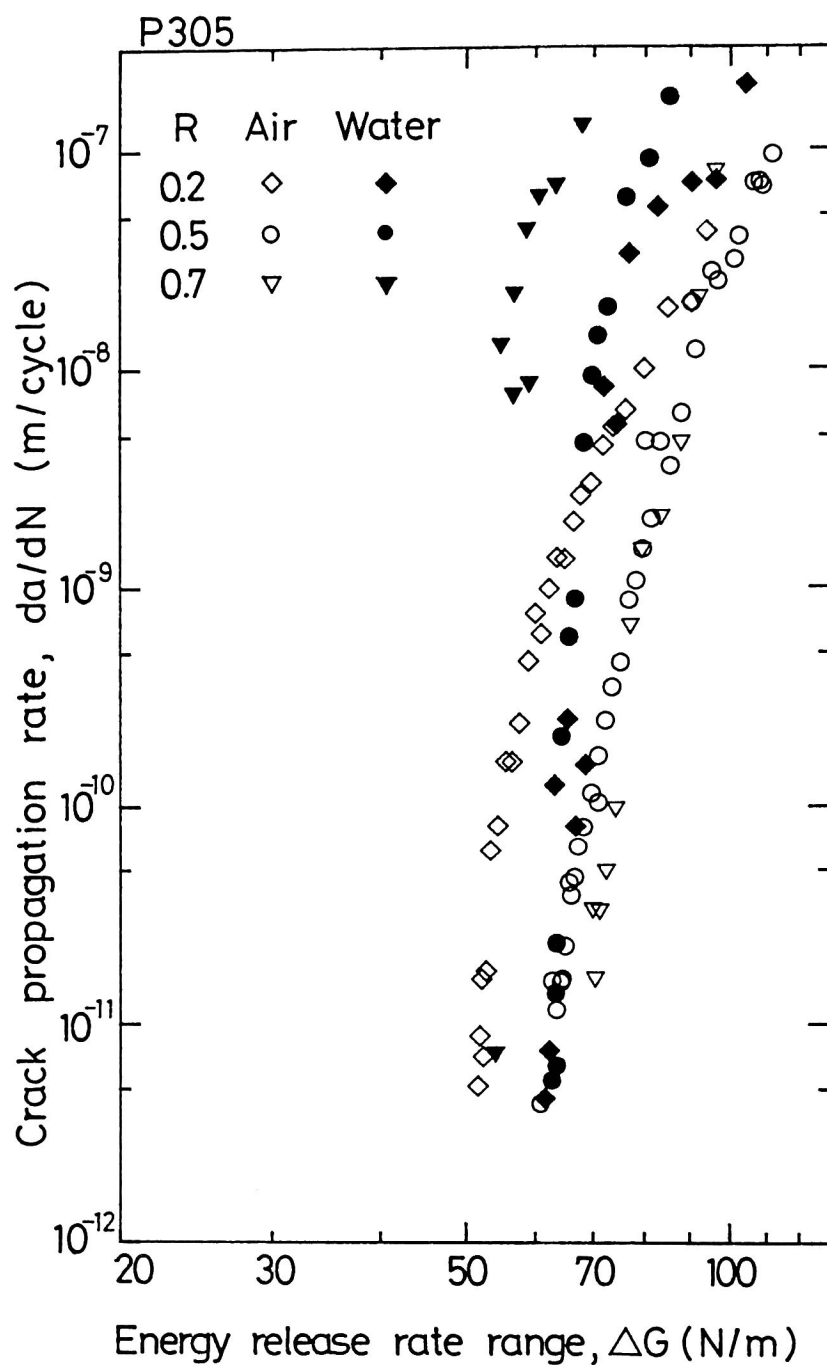


Fig. 4-18. Relation between crack propagation rate and energy release rate range for the P305 laminate in air and in water at 23°C after prior immersion.

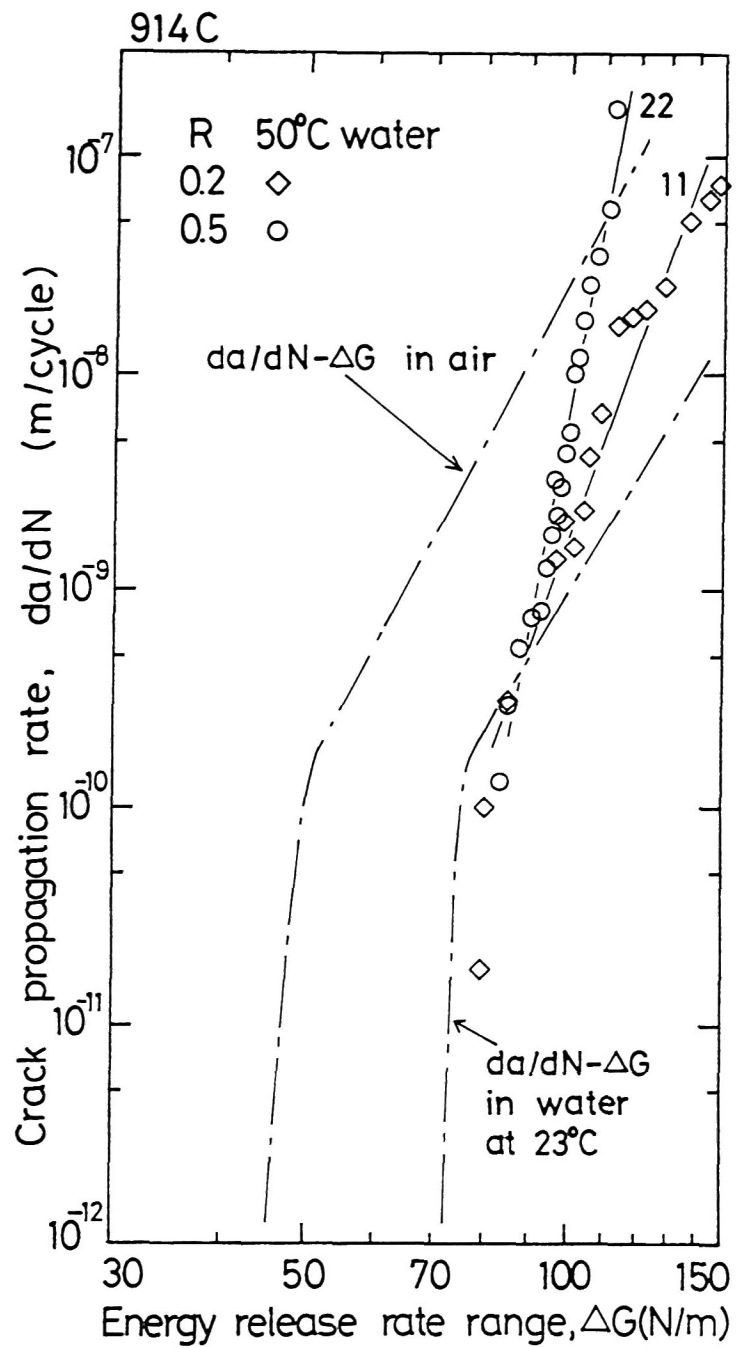


Fig. 4-19. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in water at 50°C for the 914C laminate after prior immersion.

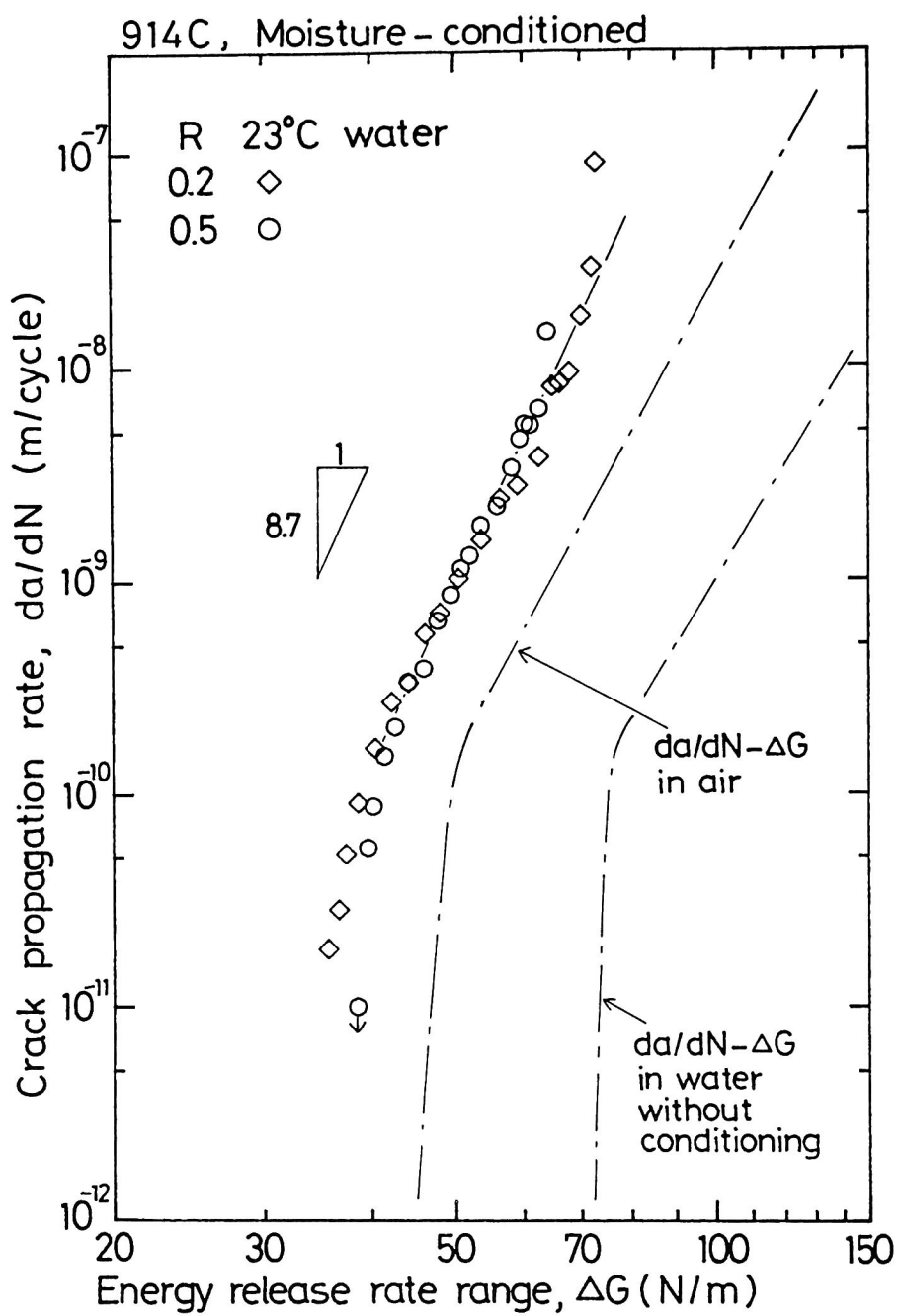


Fig. 4-20. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in water at 23 °C for the 914C laminate with moisture conditioning.

は ΔG では十分整理できず、また、その物理的な意味も明確ではなかった。そこで、本章で等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} を用いて水中でのき裂伝ば挙動を整理し、Figs. 4-7, 4-8, 4-11, 4-12に示した。本付録では、従来の他の報告との比較を簡単にするため、これらの図をエネルギー解放率範囲 ΔG をパラメータとして整理しなおし、Figs. 4-17~4-20に示した。なお、第3章と同様、 $G \propto K^2$ の関係があるため、 $da/dN - \Delta K_{eq}$ の図では横軸は縦軸の8倍としたが、 $da/dN - \Delta G$ の図では横軸は縦軸の4倍とした。914C積層板の応力比依存性は第3・3・3項で述べたように ΔG 支配に近いため、 ΔK_{eq} での整理と ΔG での整理の傾向は比較的類似している。一方、P305では応力比依存性が ΔG 支配とは異なること、 γ の値が大気中と異なることのため、 ΔK_{eq} での整理と ΔG での整理は傾向が異なることになる。

予備浸漬を行った材料の23℃水中での試験の結果についてFig. 4-17に示した914C積層板の $da/dN - \Delta G$ 関係は ΔK_{eq} で整理したFig. 4-7とほぼ同様である。一方、Fig. 4-18に示したP305積層板の $da/dN - \Delta G$ 関係は、Fig. 4-8とは異なり下限界近傍では水環境の影響はみられないが、伝ば速度の速い領域では水中の結果は大気中と比較して10~50倍加速した。

予備浸漬をした50℃水中での結果（Fig. 4-19）は ΔK_{eq} の整理（Fig. 4-11）とほぼ同様である。状態調節をした場合の結果、Fig. 4-20は、 γ の値が0.65と、大気中（0.86）、予備浸漬をした23℃水中（0.81）と比べ低くなっているため、伝ば速度の差がFig. 4-12とは異なり、大気中の結果と比較した伝ば速度の増大は5倍程度である。

参考文献

- (1) トレカ技術資料, CF06R3, June, (1981) 東レ(株)。
- (2) Deisai, R., and Whiteside, J. B., Effect of Moisture on Epoxy Resins and Composites, "Advanced Composite Materials-Environmental Effects", ASTM STP 658, 2-20 (1978).

- (3) Springer, G. S., Ed., "Environmental Effects on Composite Materials", (1981) Technomic.
- (4) Tsai, S. W., and Hahn, H. T., "Introduction to Composite Materials" Chap. 8 (1980) Technomic, 藤井太一監訳, "複合材料の強度解析と設計入門", 第8章, 257-295 (1986) 日刊工業新聞社.
- (5) Kar, R. J., Herfert, R. E., and Kessler, R. T., Fractographic and Microstructural Examination of Compression Failures in Wet Compression Graphite/Epoxy Coupons, "Composite Materials: Testing and Design (Seventh Conference)", ASTM STP 893, 140-157 (1986).
- (6) Odagiri, N., Muraki, T., and Tobukuro, K., Toughness Improved High Performance TORAYCA Prepreg T800H/3900 Series, 33rd Int. SAMPE Symposium, 272-283 (1988).
- (7) Porter, T. R., Environmental Effects on Composite Fracture Behavior, "Test Methods and Design Allowables for Fibrous Composites", ASTM STP 734, 396-410 (1981).
- (8) Curtis, P. T. and Moore, B. B., The Effects of Environmental Exposure on the Fatigue Behavior of CFRP Laminates, Composites, 14, 294-300 (1983).
- (9) Jones, C. J., Dickson, R. F., Adam, T., Reiter, H. and Harris, B., Environmental Fatigue of Reinforced Plastics, Composites, 14, 288-293 (1983).
- (10) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 渋谷豊茂, 野村勉, 炭素繊維斜交積層複合材料の機械的性質と疲労に及ぼす水環境効果, 日本機械学会論文集, A編, 54-505, 1677-1683 (1988).
- (11) de Charentenay, F. X., Harry, J. M., Prel, Y. J., and Benzeggagh, M. L., Characterizing the Effect of Delamination Defect by Mode I Delamination Test, "Effect of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 84-103 (1984).

- (12) Russell, A. J., and Street, K. N., Factors Affecting the Interlaminar Fracture Energy of Graphite/Epoxy Laminates, Proc. Fourth Int. Conf. Compos. Mat., 1, 279-286 (1982).
- (13) Russell, A. J., and Street, K. N., Moisture and Temperature Effects on the Mixed-Mode Delamination Fracture of Unidirectional Graphite/Epoxy, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 349-370 (1985).
- (14) Hoa, S. V., Effects of Liquids on the Stress-Rupture Lives of Fiber Glass-Reinforced Plastics, "Test Methods and Design Allowables for Fibrous Composites", ASTM STP 734, 411-419 (1981).
- (15) Wachnicki, C. R., and Radon, J. C., Fatigue Crack Growth Measurement in a CSM Composite Using Compliance and Moire Techniques, Composites, 15-3, 211-216 (1984).
- (16) Mostovoy, S., and Ripling, E. J., Flaw Tolerance of a Number of Commercial and Experimental Adhesives, Polymer Sci. Tech., 9B, 513-562 (1975).
- (17) Whitney, J. M., and Browning, C. E., Some Anomalies Associated with Moisture Diffusion in Epoxy Matrix Composite Materials, "Advanced Composite Materials-Environmental Effects", ASTM STP 658, 43-60 (1978).
- (18) Springer, G. S. and Tsai, S. W., Thermal Conductivities of Unidirectional Materials, J. Comp. Mat., 1, 166-173 (1967),
- (19) 上林信則, 井野庄次, 松井醇一, 私信.
- (20) Loos, A. C., and Springer, G. S., Moisture Absorption of Graphite-Epoxy Composition Immersed in Liquids and in Humid Air, "Environmental Effects on Composite Materials", Springer, G. S., Ed., 34-50 (1981) Technomic.

- (21) Dewimille, B. and Bunsell, A. R., Accelerated Aging of a Glass Fiber-Reinforced Epoxy Resin in Water, Composites, 14, 35-40 (1983).
- (22) Jurf, R. A., and Vinson, J. A., Effects of Moisture on the Static and Viscoelastic Shear Properties of Epoxy Adhesives, Report of Army Materials and Mechanics Research Center, Contract No. DAAG46-82-K-0025, p.45 (1984).
- (23) Crank, J., "The Mathematics of Diffusion", p.20 (1975) Clarendon Press, Oxford.
- (24) 岡村弘之, "線形破壊力学入門", p.79 (1985) 培風館.
- (25) Tsai, Y. M., Central Ductile Crack in an Orthotropic Strip of Finite Width, J. Comp. Mater., 16, 358-370 (1982).
- (26) Ciba-Geigy社資料.
- (27) 駒井謙治郎, 城下莊平, Bruschke, M. V., 二種類のアラミド／エポキシ複合材の引張と疲労特性に及ぼす水の影響, 材料, 36-411, 1395-1401 (1987).
- (28) Endo, K., Okada, T., Komai, K., and Kiyota, M., Fatigue Crack Propagation of Steel in Oil, Bull. JSME, 15, 1316-1323 (1972).

第5章 熱可塑性樹脂 PEEK をマトリックスとする積層板のモード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動

5.1 緒言

従来の脆いエポキシ樹脂をマトリックスとする CFRP (Carbon fiber reinforced plastics) 積層板では、第3章で述べたように層間の破壊靱性や疲労き裂伝ば抵抗が非常に低く、また、これに起因して有孔板の強度、衝撃後の圧縮強度が低く、構造物の設計上問題であった[1-3]。これを改善するため、樹脂を高靱性化して、積層板の層間強度を向上させる試みが近年なされており、その代表例の一つが、イギリス ICI 社で開発された、半結晶性の熱可塑性樹脂 PEEK (Polyetheretherketone) である。この樹脂は融点が 334℃ と高いため、従来のエポキシよりも優れた耐熱性があるとされ、かつ、樹脂の破断伸びが 150% と、従来のエポキシの 2～6% 程度と比べ著しい向上を示している。また、樹脂の破壊靱性値 G_{Ic} も 1500N/m と大きい[4]。ICI 社では、PEEK を用いたプリプレグ APC-2 を製造しており、このプリプレグを用いた積層板のモード I 層間破壊靱性値は、CF/エポキシ積層板と比べ大幅に改善される（エネルギー解放率で比較して 10 倍、応力拡大係数で比較して 3～4 倍）ことが報告されている[5,6]。その他、樹脂が熱可塑性のためプリプレグをエポキシ樹脂のように冷凍保存する必要がなく、常温で長期保存が可能である。一方、成形プロセスにおいて、温度が 400℃ 近くと CF/エポキシの 120℃～175℃ と比べ高いこと、樹脂の結晶化度を抑えるために成形後急冷が必要なこと等、成形面での問題は残っている。また、成形温度が高いため、積層板にした場合の熱残留応力は CF/エポキシより高い。

CF/PEEK 積層板の力学特性については、靱性の観点から衝撃後圧縮[7]、層間はく離の破壊靱性試験[8]等は比較的検討が進んでいるが、疲労強度特性の評価はまだ十分には行われていない。O'Brien[9]は、積層板の疲労強度を求め、高靱性化したエポキシと変わらないという報告をしている。破壊力学的な取り組みとして、de Charentenayら[10]は DCB (Double cantilever beam) および C

B E N (Cantilever beam enclosed notch) 試験片を用いて、モード I およびモード II の疲労き裂伝ば挙動を測定した。ただし、伝ば速度の測定は $da/dN > 10^{-6}$ m/cycle と不安定成長に近い高伝ば速度領域のみである。また、O'Brien らは、端面はく離 (E D T : Edge delamination tension) 試験および E N F (End-notched flexure) 試験により、S - N 線図的にき裂進展の限界を求めている [9, 11]。これらの研究では、損傷許容性の観点から重要な下限界近傍の特性、応力比依存性、破壊機構の検討は十分には行われていない。

本章では、C F / P E E K 積層板における下限界近傍における層間はく離疲労き裂伝ば挙動を対象として、応力比の影響、支配力学パラメータにつき検討した。また、第 3 章で述べた C F / エポキシ積層板の結果と比較し、破壊機構について検討した。

Table 5-1. Materials and mechanical properties.

Prepreg Carbon fiber Matrix	ICI APC-2 Hercules AS4 ICI PEEK
Volume fraction of fiber	62%
Constitution of laminate	(0) ₄₈
Crystallinity	34%
Elastic constants (GPa)	$E_1=134$, $E_3=8.9$, $G_{13}=5.1$ $\nu_{13}=0.37$
Fracture toughness K_{IC} (MPam ^{1/2}) G_{IC} (N/m)	4.7 1700

5・2 実験方法

5・2・1 材料および試験片

用いた材料は、ICI社のAPC-2 プリプレグ積層板で、ICI社に依頼して厚さ6mmの一方向積層板をプレス成形した。積層構成、結晶化率等をTable 5-1に示す。破壊靱性値は疲労き裂伝ば試験（荷重漸減試験）に用いた試験片を、き裂停留後に開口変位速度0.5 mm/minで静的に負荷して求めた。APC-2 積層板の破壊靱性試験では、開口変位速度等によって安定的にき裂が成長する場合と、断続的に不安定にき裂が成長する場合が報告されている[8]。本研究において上述の条件で試験を行った場合、安定的な成長が支配的であり、Table 5-1には安定成長での破壊靱性値を示した。また、破壊靱性試験においてFiber bridgingも観察されたが、その程度は著しくなく、そのため破壊靱性値のき裂進展に対する増大もほとんど認められなかった。さらに、第2章で述べたように疲労試験を行ったき裂の範囲は $a = 35 \sim 50 \text{ mm}$ と小さく、疲労試験においても、き裂進展にともなう進展抵抗の変化は大きくないと考えられる。Table 5-1に示した樹脂の結晶化率は示差走査型熱量計（DSC: Differential scanning calorimeter）を用い、Peak area calculation methodにより測定した[4,12]。測定にはDupont 9000 systemを用いた。DSCの測定結果をFig. 5-1に示す。樹脂の結晶化率 c は、融解熱を H_T 、結晶化率100%のときの融解熱を H_{ULT} とすると、次式で求まる。

$$c = \frac{H_T}{H_{ULT} (1 - W_f)} \quad (5-1)$$

ここで W_f は繊維の重量含有率、72%である。 H_{ULT} として130 J/g[13]、Fig. 5-1から $H_T = 14.2 \text{ J/g}$ と求まるので、結晶化率は34%と求まる。

疲労試験には幅20mmのDCB試験片を用いた。CF/PEEK積層板ではき裂進展抵抗が大きく、試験中の荷重が増大し、かつ開口変位も大きくなるため、負荷治具は、第2章のC法（Fig. 2-3：大形のちょうつがいとアルミニウムブロックを用いる負荷治具）およびD法（Fig. 2-4：ピンとアルミニウムブロ

ックからなる負荷治具)を用いた。

5・2・2 破壊力学パラメータの評価

試験片のコンプライアンス(荷重線変位/荷重)を λ ，荷重を P ，幅を b ，荷重線からのき裂長さを a とすると，エネルギー解放率 G は次式で求められる。

$$G = (1 / (2b)) P^2 d \lambda / d a \quad (5-2)$$

均質直交異方性材料と仮定した場合のエネルギー解放率 G と応力拡大係数 K の関係は，第2章式(2-3)から次式となる。

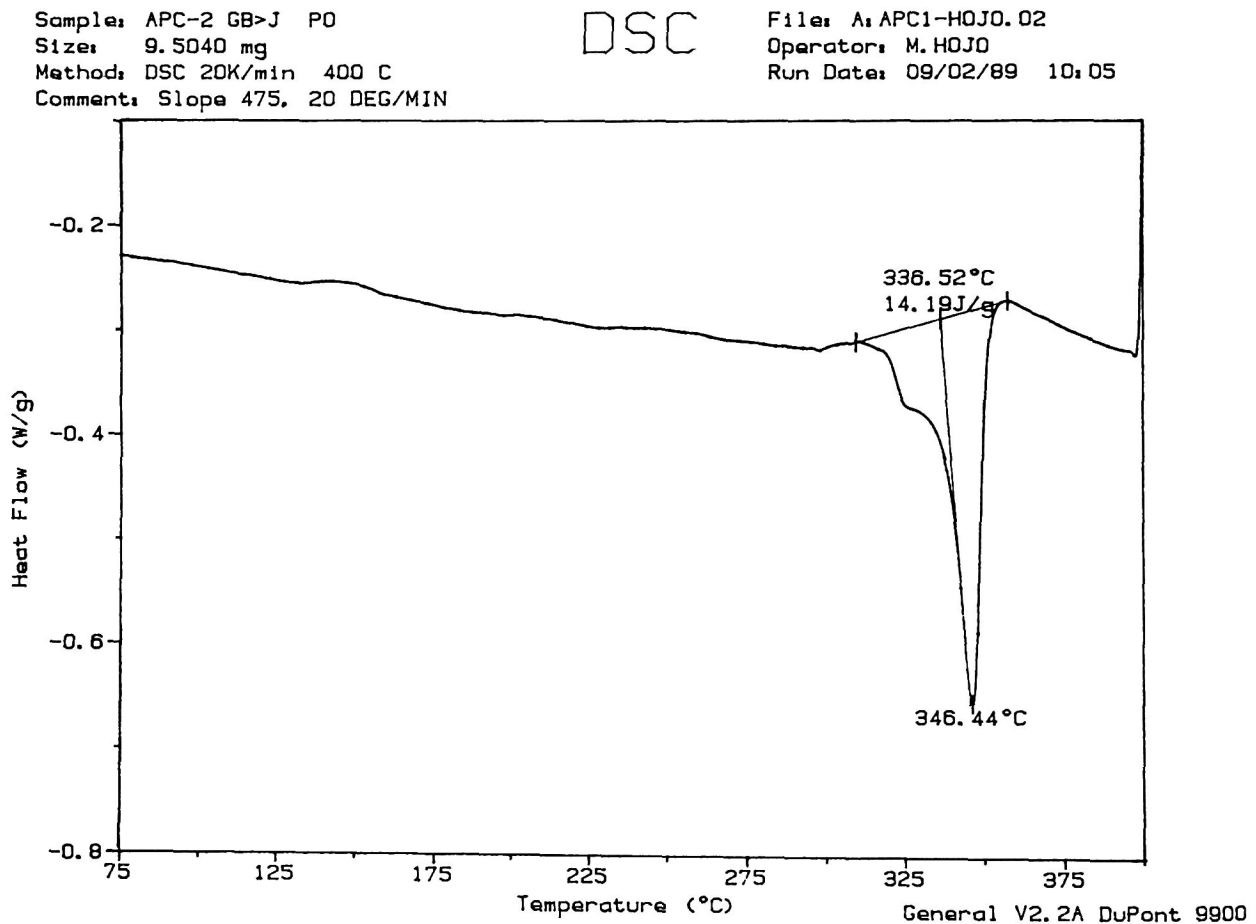


Fig. 5-1. Relation between heat flow and temperature in differential scanning calorimetry.

$$K \text{ (MPa m}^{1/2}\text{)} = 0.114 \sqrt{G \text{ (N/m)}} \quad (5-3)$$

コンプライアンス λ としき裂長さ a の関係は Fig. 5-2 中の直線で示すように次式で近似された。

$$\lambda = D a^n \quad (5-4)$$

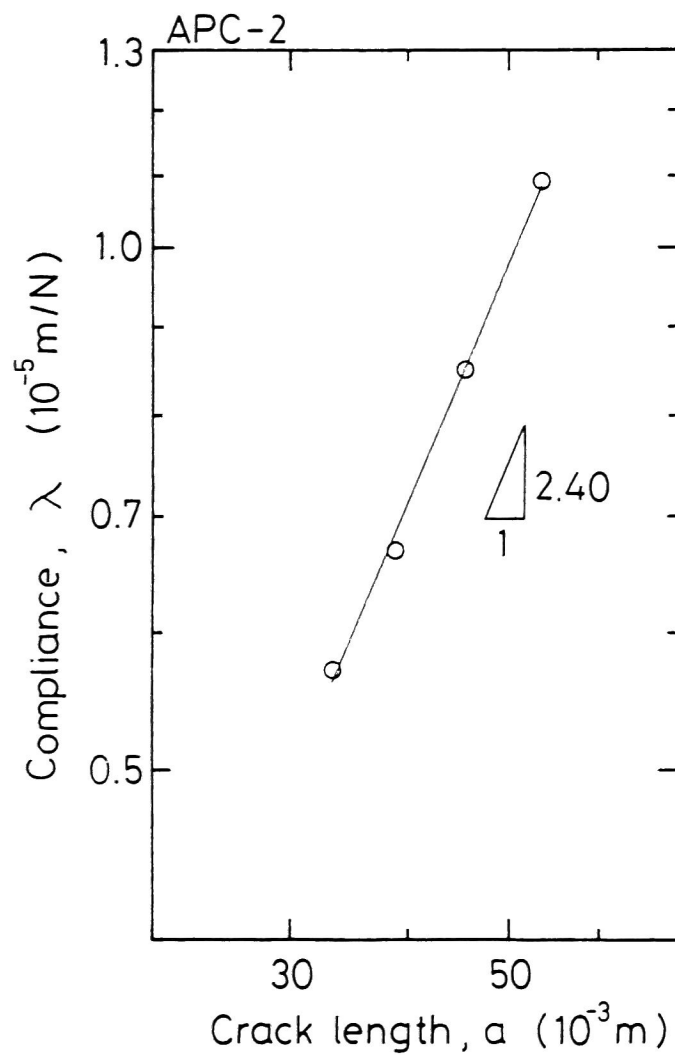


Fig. 5-2. Change of compliance with crack length for the APC-2 laminate.

ここで定数 D , n は, 最小自乗法で求めた. なお, 荷重-開口変位の関係に僅かの非線形性が観測されたが, この場合, 荷重 $P < 147\text{N}$ の領域を直線で近似して求めた立ち上がり部分のコンプライアンスを用いてエネルギー解放率を算出した. この場合の誤差が無視できることは 2・3・3 項で検討した.

5・2・3 疲労試験

き裂伝ば試験は第 2 章で確立した評価法に従って行った. 試験機はコンピュータを接続した電気油圧サーボ式 (島津製, 容量 9.8 kN および M T S 社製, 容量 25 kN) である. 繰返し速度は 10Hz , 応力比 R (= 最小荷重/最大荷重) は 0.2 又は 0.5 に一定に保った. また, G 値漸減試験を, 相対的なエネルギー解放率の変化速度 $2C = (1/G) dG/da$ を $-0.3 \sim -0.9\text{mm}^{-1}$ の範囲で一定に保って行った.

き裂長さは試験中にコンプライアンス λ から計算で求めた. なお, 前述の僅かの非線形性も, 精密なき裂測定には影響を及ぼす. そこでコンプライアンスの P_{\max} 依存性を調べたところ, 2・5・3 節に述べたように, λ は P_{\max} 依存の項と a 依存の項に分離でき, P_{\max} 依存の項は P_{\max} の一次式となることがわかった.

$$\lambda(a, P_{\max}) = \lambda_a(a) \lambda_P(P_{\max}) \quad (5-5)$$

ここでは, 試験片毎に関数 λ_P を求めき裂長さ測定に用いた.

5・3 結果および考察

5・3・1 応力比の影響

Fig. 5-3 に応力比 R を 0.2 , 0.5 と変えた場合の疲労き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK (= $K_{\max} - K_{\min}$) の関係を示す. $da/dN > 10^{-10} \sim 10^{-9}\text{ m/cycle}$ の領域でべき乗の関係が成立した. また, それ以下の領域では da/dN はべき乗の関係から若干低下した. Fig. 5-3 では横軸のスケールを縦軸の 8 倍としているので, 低伝ば速度領域の傾きは十分大きく, 工学的には下限界と考えても差し支えないと考えられる. ただし, べき乗の関係から下限界への移行は第 3

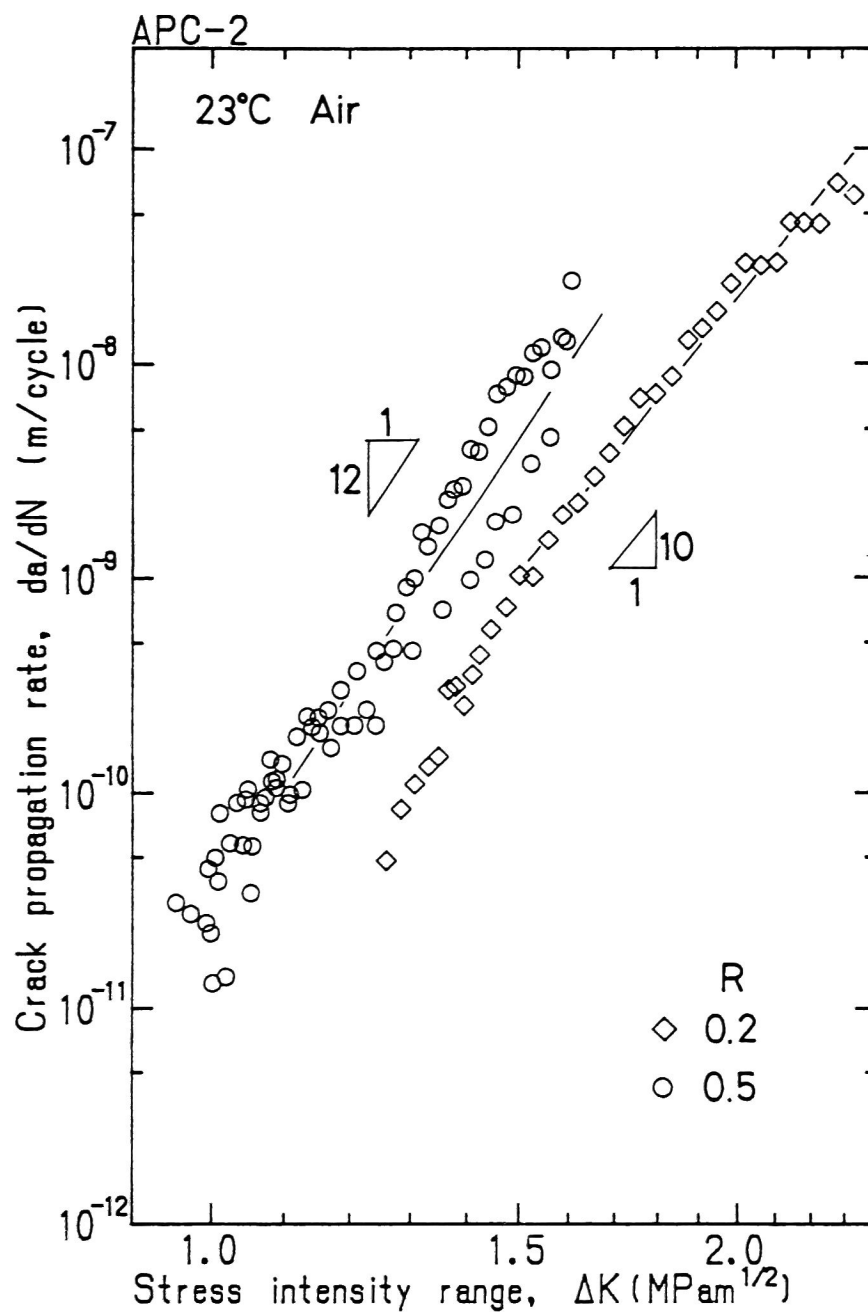


Fig. 5-3. Relation between crack propagation rate and stress intensity range.

章 (Figs. 3-2, 3-3) で述べた CF/エポキシ積層板のように明確でない。べき指数は $R=0.2$ では 10, 0.5 では 12 となり, CF/エポキシ積層板の 14~43 と比べると小さくなった。同一の ΔK で比較すると応力比 R が高いほど伝ば速度が大きくなったが, その依存性は CF/エポキシ積層板と比べるとはるかに小さい。また, 実験で用いた応力比の範囲ではき裂閉口現象は見られなかった。 $R=0.5$ では 2 回の試験を行ったが, 両方で伝ば速度にして 2 倍程度のばらつきがみられる。このようなばらつきは CF/エポキシ積層板では観察されなかった現象である。

次に Fig. 5-4 に da/dN と最大エネルギー解放率 G_{max} の関係を示した。同一の G_{max} で比較すると, R が高いほど伝ば速度は低下し, R 依存性は ΔK での整理とは逆になった。また, R 依存性は ΔK での整理より大きい。

Fig. 5-5 に, da/dN とエネルギー解放率範囲 $\Delta G (=G_{max}-G_{min})$ の関係を示す。CF/エポキシ積層板では, 第 3 章の Figs. 3-6, 3-7 のように ΔG で整理するとほとんど R 依存性がなくなるか, 小さくなったが, APC-2 の場合, R 依存性は ΔK で整理した場合より大きかった。また, R が高くなるにつれ伝ば速度は低下し, Fig. 5-3 とは逆の傾向を示した。なお $G \propto K^2$ の関係があるので, Figs. 5-4, 5-5 では横軸のスケールを縦軸の 4 倍としている。O'Brien らが APC-2 積層板の E D T 試験で得た下限界値 ($R=0.1$ で $\Delta G_{th}=144$ N/m) [9] を, 後述の応力比依存性の解析結果を用いて換算すると, $R=0.2$ で $\Delta G_{th}=162$ N/m, $R=0.5$ で $\Delta G_{th}=231$ N/m となり, 本研究の結果とほぼ一致しており, 興味深い。

5.3.2 支配力学パラメータの検討

第 3 章では, CF/エポキシ積層板の解析において, 異なる R 条件下でのき裂伝ばの支配パラメータとして, 次式で表される等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} を提唱した。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K (1 - R)^{-\tau} = \Delta K^{1-\tau} K_{max}^{\tau} \quad (5-6)$$

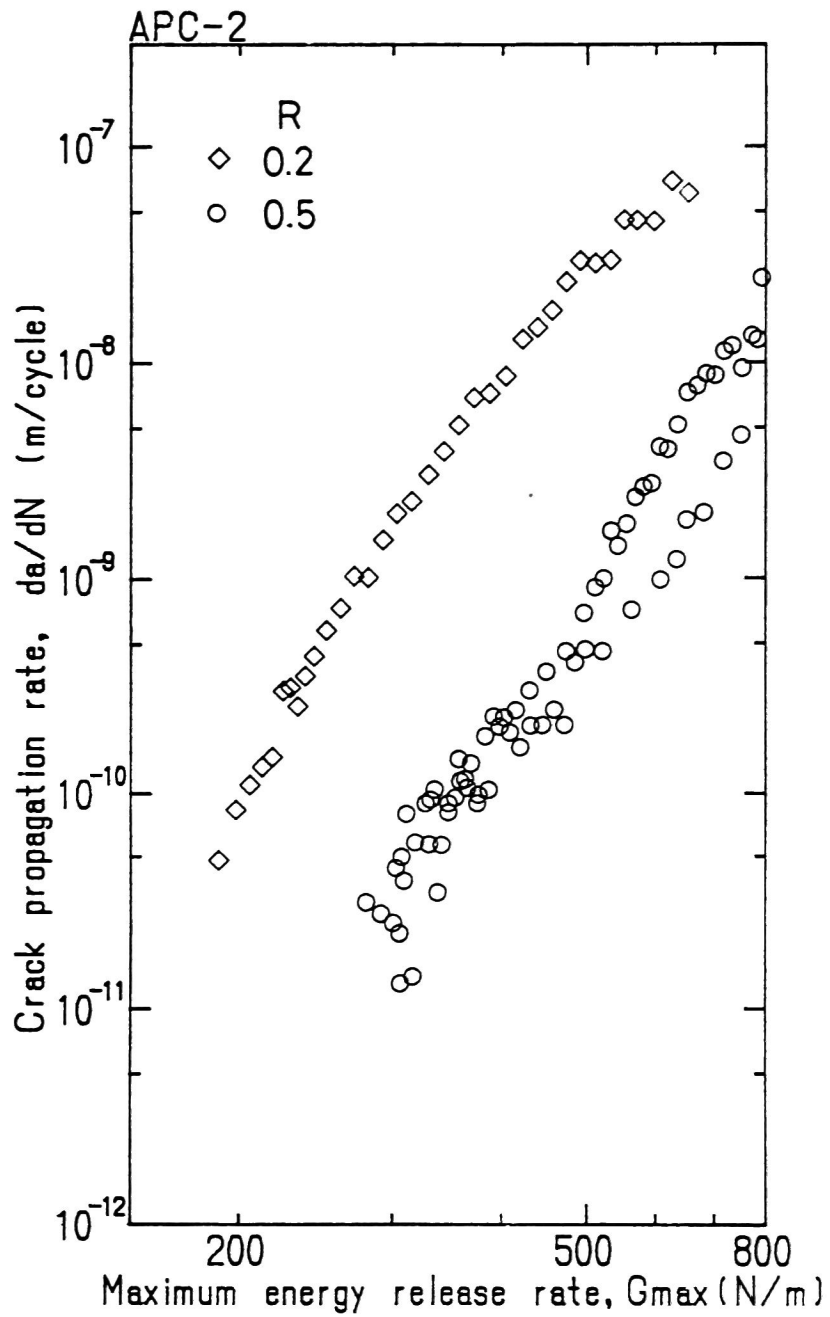


Fig. 5-4. Relation between crack propagation rate and maximum energy release rate range.

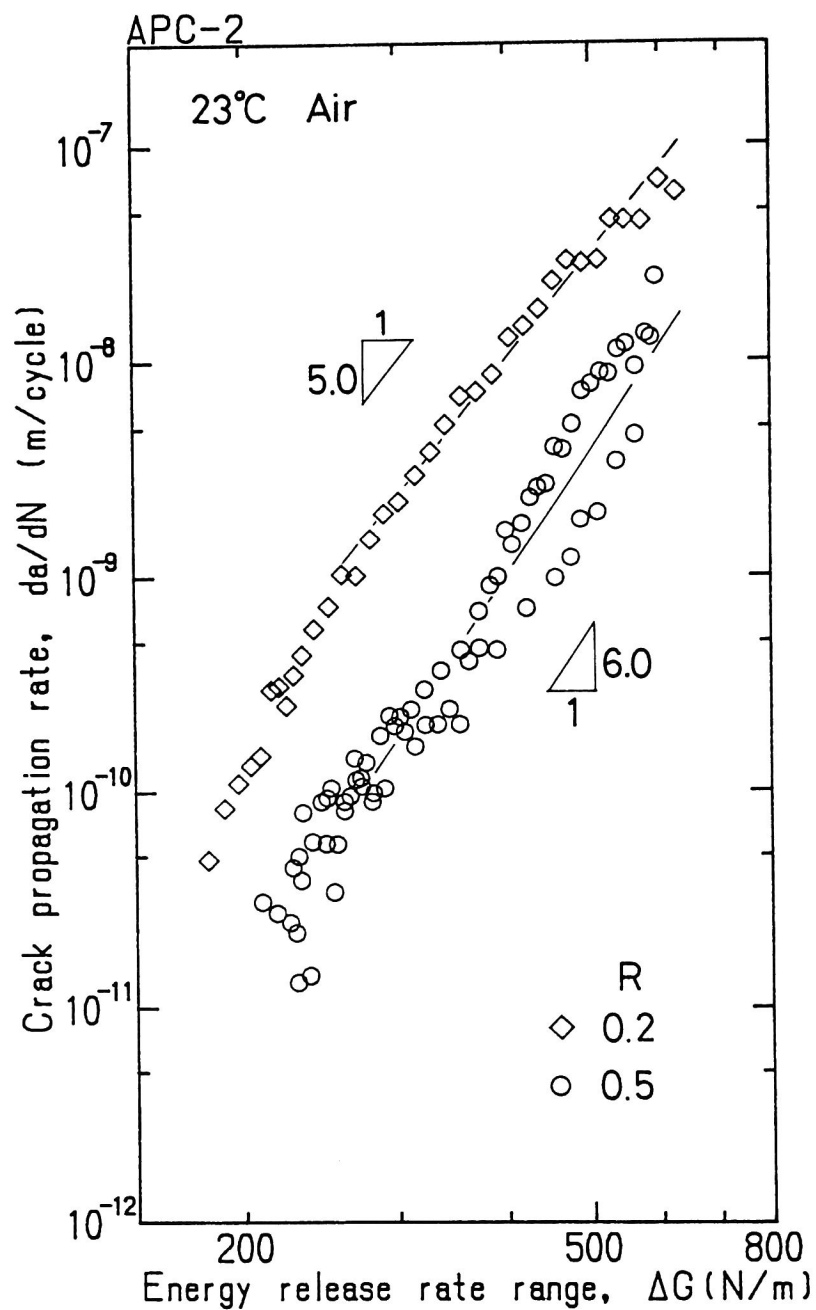


Fig. 5-5. Relation between crack propagation rate and energy release rate range.

このパラメータは $\Delta K (1-R)^{-\gamma}$ の値が同一伝ば速度で一定になることから求めたパラメータである。 ΔK_{eq} は式 (5-6) のように ΔK と K_{max} からなる混合パラメータで、 γ は最大荷重が伝ばに寄与する割合、 $1-\gamma$ は繰り返し荷重が伝ばに寄与する割合を示す。また、 ΔK_{eq} は応力比効果を $R=0$ の場合の ΔK に換算したパラメータとも解釈される。

本実験の場合も、まず式 (5-6) の γ の値を求めるため、 $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle での ΔK と $(1-R)$ の関係を求めた。結果を Fig. 5-6 の○印で示す。両対数線図上で直線近似したときの傾きが γ である。 γ の値は、0.36と小さな

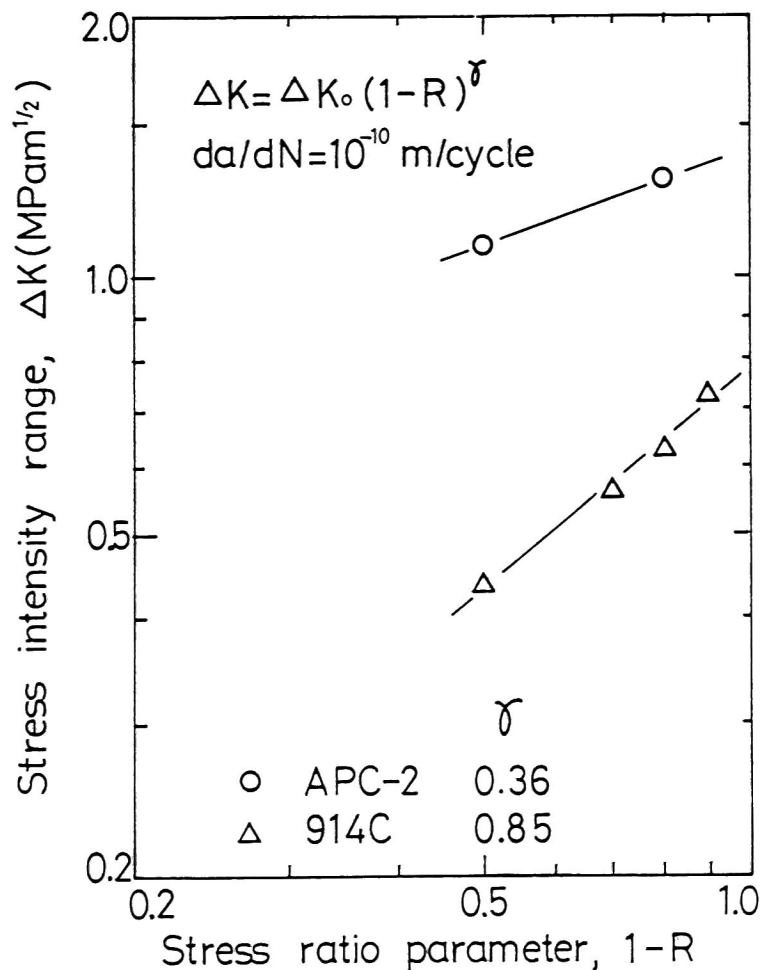


Fig. 5-6. Relation between stress intensity range and stress ratio parameter at $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle.

り、き裂伝ぱが繰り返し荷重に大きく支配されることを示す。図中にはエポキシ系の914C積層板の同一伝ぱ速度での結果も△印で併せて示した。 γ の値は0.85と大きく、 K_{max} 支配に近い。

Fig. 5-7 は、APC-2のき裂伝ぱ速度と ΔK_{eq} の関係を示したものである。ほぼ全領域で応力比依存性がなくなり、APC-2 の場合も ΔK_{eq} が支配パラメータとなることが明らかとなった。なお、べき乗の関係は $da/dN > 10^{-10}$ m/cycleで成立している。

5.3.3 疲労き裂伝ぱ抵抗のエポキシ系との比較

前述のように、疲労き裂伝ぱの支配パラメータはAPC-2 では ΔK に近く、914Cでは K_{max} 支配に近かった。そのため、応力振幅に比例するパラメータである ΔK で比較した場合、Fig. 5-6のように $da/dN=10^{-10}$ m/cycleでの両者のき裂伝ぱ抵抗の差は $R=0$ では約1.8倍にすぎないが、 $R=0.5$ では2.5倍となる。また、Table 5-2のように静的な破壊靱性値ではその差は3.4倍となる。すなわち、APC-2 のき裂伝ぱ抵抗は平均応力が上昇し、静的なモードが入るにつれ、エポキシ系と比べさらに優位になる。

Fig. 5-8 では、APC-2の結果（白印）をエポキシ系の914Cの結果（黒印）と比較した。 ΔK_{eq} を基準として比較した場合、べき指数は914Cが16に対し、APC-2 は12と低いため、 $da/dN=10^{-11}$ m/cycleで求めた下限界値では、APC-2 が914Cの1.7倍であるが、 $da/dN=10^{-7}$ m/cycleでは2倍以上伝ぱ抵抗が大きくなる。同一の ΔK_{eq} で比較すると、べき指数が12~16と大きいため、APC-2 の下限界で比較しても伝ぱ速度の差は約4オーダーとなり、APC-2 のほうが著しく伝ぱ速度が低い。Table 5-2 に914CとAPC-2 の $\Delta K_{eqth}/K_{Ic}$ の値を示す。ここで K_{Ic} は安定的な成長での破壊靱性値である。この比は914Cでは0.54であるのに対し、APC-2 では0.25と低く、比率として破壊靱性値の向上の1/2 以下しか下限界値の向上には結びついていない。すなわち、破壊靱性値の評価のみでは危険側の予測をもたらすことを示している。高靱性の樹脂をマトリックスとする場合の同様の傾向は、O'Brien[9]、Mallら[14]も指摘している。

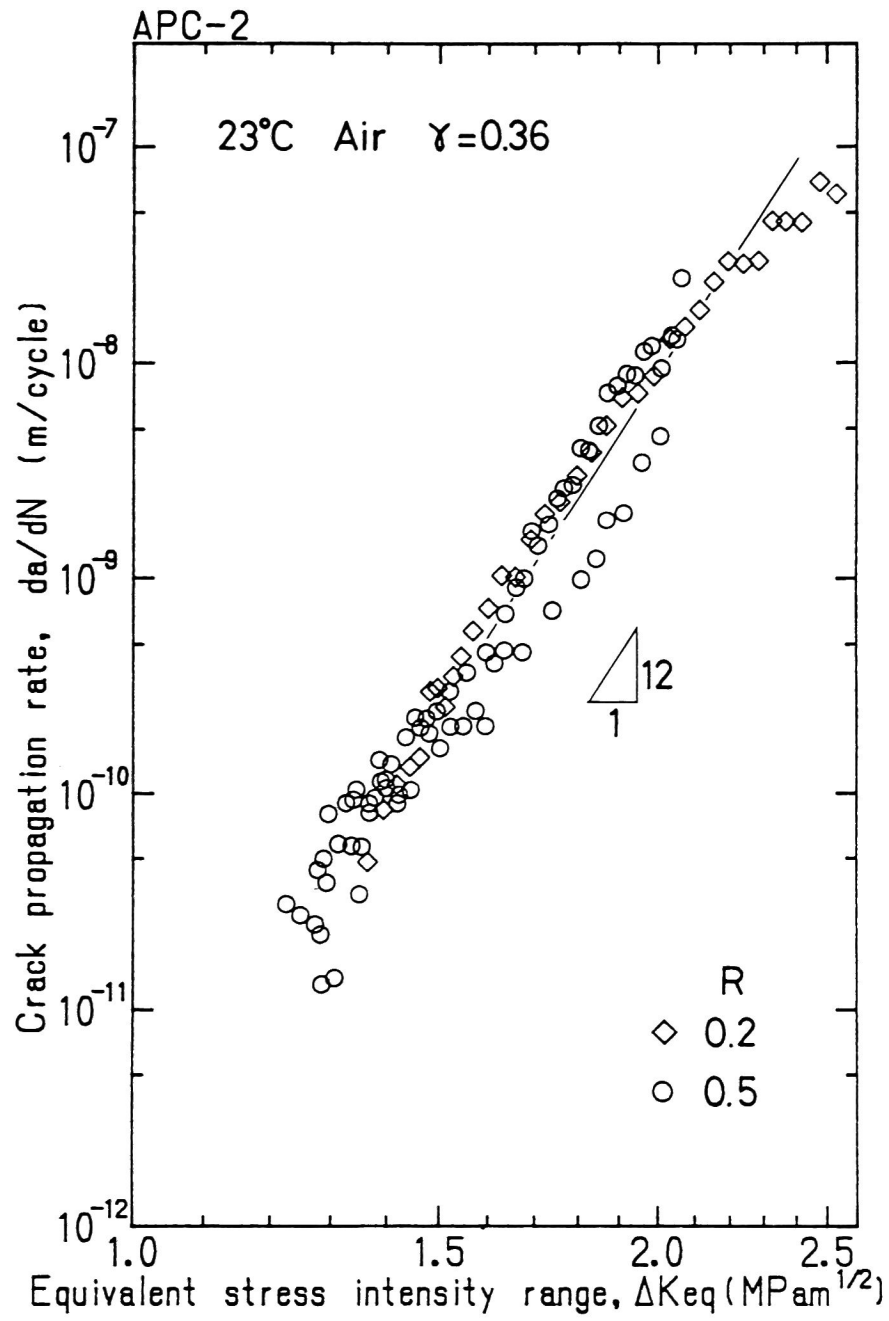


Fig. 5-7. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range.

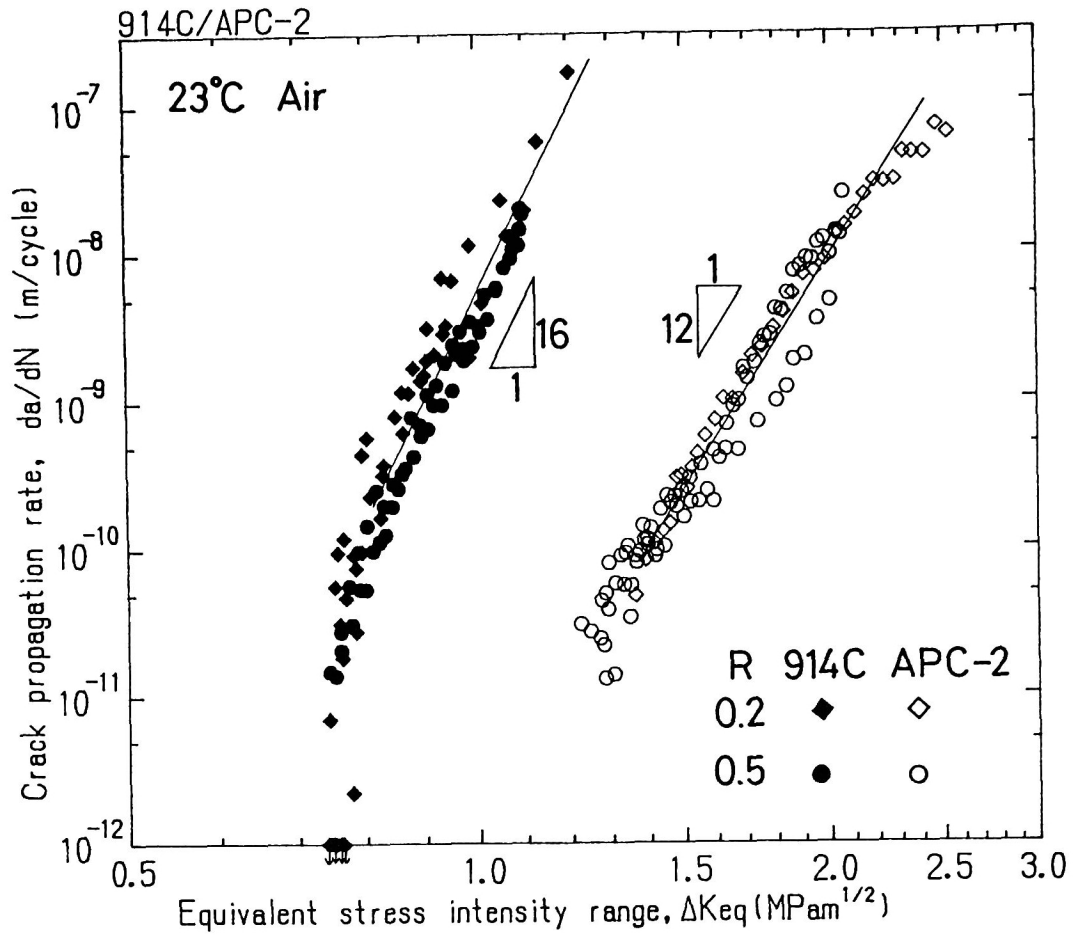


Fig. 5-8. Comparison between APC-2 laminate and 914C laminate in da/dN - ΔK_{eq} relation.

Table 5-2. Threshold conditions compared with fracture toughness.

Material	K_{IC} (MPam ^{1/2})	ΔK_{eqth} (MPam ^{1/2})	$\Delta K_{eqth}/K_{IC}$	γ
914C	1.4	0.75	0.54	0.86
P305	1.7	0.68	0.40	0.51
APC-2	4.7	1.2	0.25	0.36

一般のデータと比較するため、Fig. 5-9 には $R=0.2$ のデータにつき、 ΔG で比較した図を示した。なお、 $G \propto K^2$ の関係があるので、Fig. 5-8 と Fig. 5-9 では、横軸の縦軸に対する倍率を変えてある。

5・3・4 破面観察

Fig. 5-10 に疲労試験および静的（破壊靱性）試験での破面の走査電顕（SEM）写真を示す。矢印がき裂伝ば方向を示し、それぞれ右側の写真は左側とはほぼ同一のところでの拡大写真である。（c）の破壊靱性試験の安定成長での破面では樹脂の塑性変形が著しく、破壊時に破面に垂直な方向に引き延ばされた樹

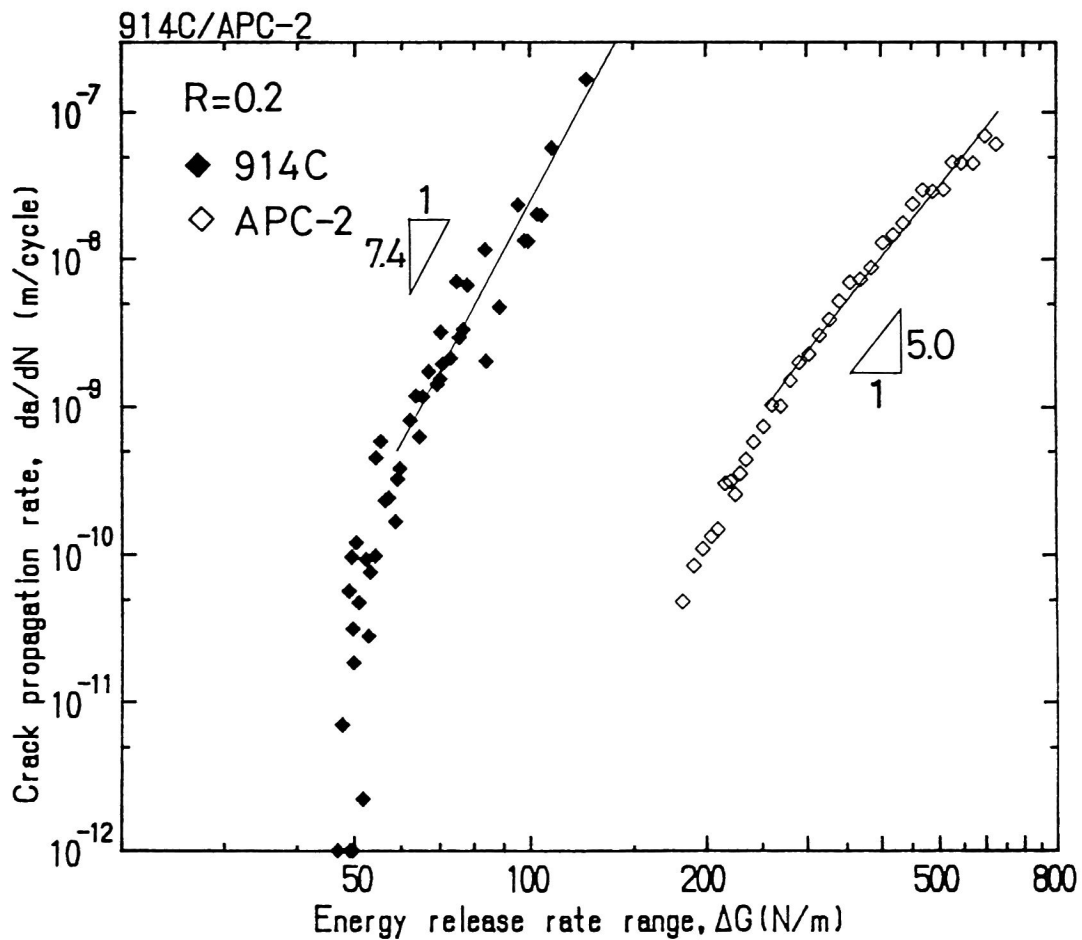
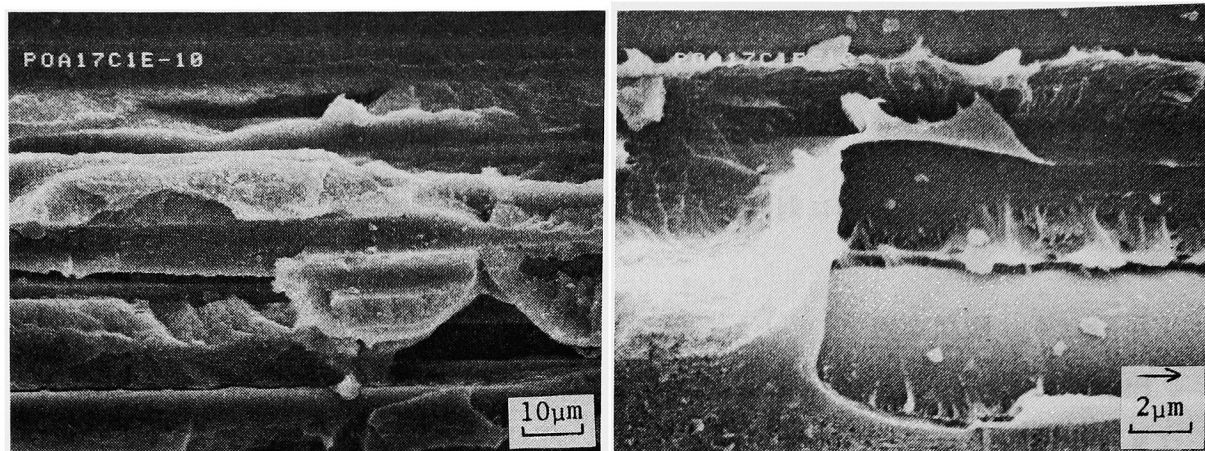
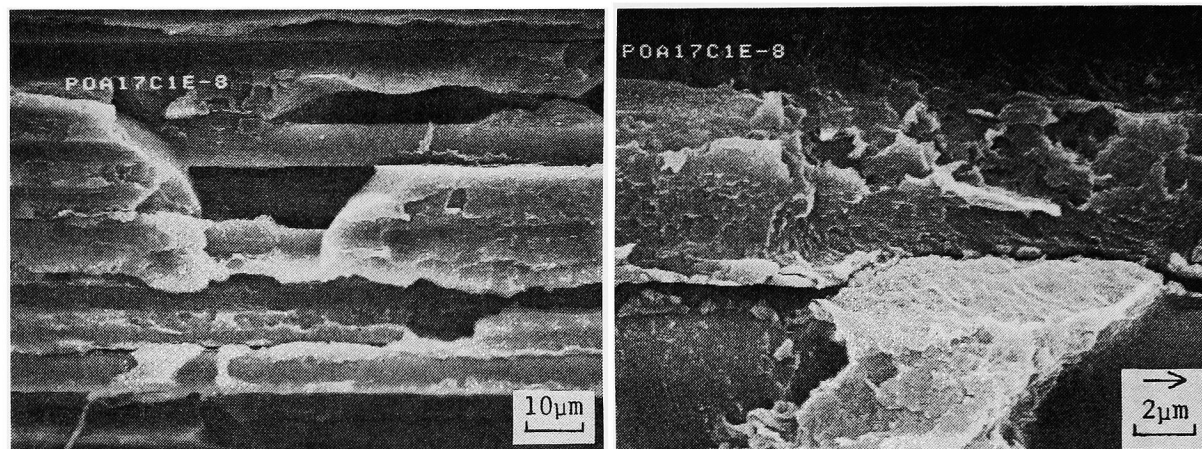


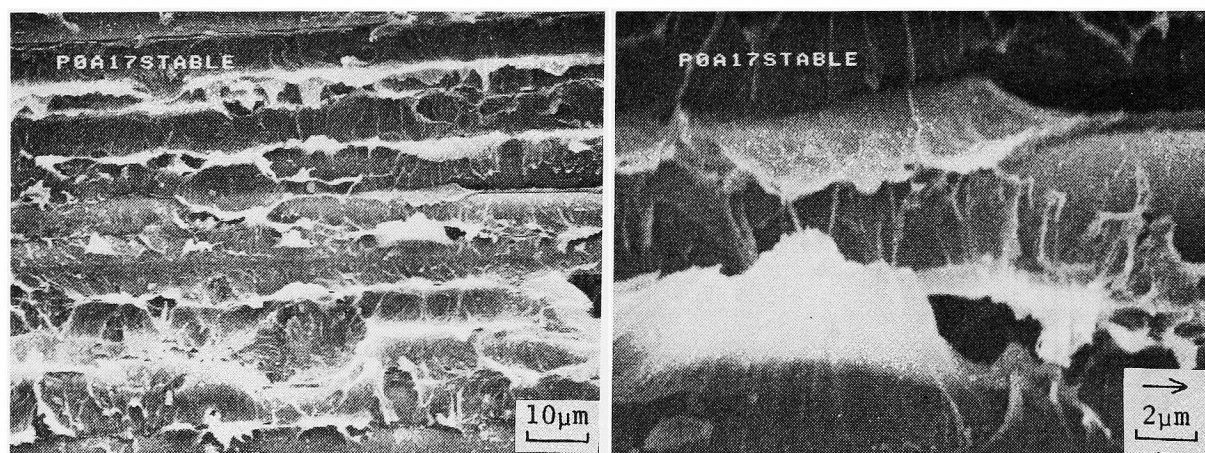
Fig. 5-9. Comparison between APC-2 laminate and 914C laminate in da/dN - ΔG relation.



(a) Fatigue fracture. $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-10}$ m/cycle.



(b) Fatigue fracture. $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-8}$ m/cycle.



(c) Static fracture.

Fig. 5-10. Scanning electron micrographs of fracture surfaces. Arrow shows growth direction.

脂が特徴的である。これに対し、疲労破面では下限界近傍の(a)およびべき乗の関係の成立する領域の(b)とも、凹凸は激しいが(c)の静的破面のような樹脂の大きな引き延ばしは見られなかった。ただし、高倍率の写真からは疲労破面でも樹脂の塑性変形が認められる。また、伝ば速度による著しい差は認められない。凹凸の激しいことは、疲労き裂進展時に破壊領域が破面の内部にまで深く広がっていることを示している[15]。このことは、塑性変形が認められることと併せ、第2章でG値漸減試験において減少速度を大きくした場合にき裂進展の停留が見られた結果と対応する。また、静的破面と疲労破面に著しい違いが観察されたことは、両者での破壊の機構の違いを示しており、特に疲労破面でも樹脂の塑性変形が認められたこと、前述の解析で疲労き裂伝ばが繰り返し荷重に大きく支配された結果から、疲労き裂伝ばに繰り返し塑性変形が大きく寄与しているものと考えられる。第3章の結果のように、CF/エポキシ積層板では疲労き裂伝ばは最大荷重に大きく支配される解析結果となったが、これに対応して、疲労破面と静的破面には著しい違いは認められない観察結果が得られている。

5・4 結言

本章では、CF/PEEK積層板のモードI層間はく離疲労き裂伝ば挙動を検討した。異なる応力比の結果から破壊機構を検討し、CF/エポキシ積層板との違いを明らかにした。結果の要点は次のとおりである。

(1) き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲およびエネルギー解放率範囲との間には、伝ば速度が $10^{-9} \sim 10^{-10}$ m/cycle以上の領域でべき乗の関係が成立した。また、伝ば速度がこれ以下の領域では伝ばの下限界が存在した。CF/エポキシ積層板の場合と異なり、エネルギー解放率範囲で整理しても応力比の影響は大きかった。

(2) き裂伝ば速度と等価応力拡大係数範囲の間には応力比に依らずべき乗の関係が成立した。等価応力拡大係数範囲の解析では繰り返し応力成分の伝ばへの寄与の大きいことが明らかとなった。破面観察からも、破壊機構の静的破壊との違いが確認された。

(3) CF/エポキシ積層板の結果と比較して、下限界値が1.7倍高くなり、べ

き指数も小さくなり，損傷許容性の高い材料であることが明らかとなった。ただし，下限界値の破壊靱性値に対する比はCF／エポキシ積層板と比べ低下し，破壊靱性値の向上が下限界値の向上に寄与する率は1/2 以下であった。

参考文献

- (1) 松井醇一，”炭素繊維強化樹脂複合材料の機械的性質”，日本材料学会第184回疲労部門委員会資料，8-19 (1986)。
- (2) Kar, R. J., Herfert, R. E., and Kessler, R. T., Fractographic and Microstructural Examination of Compression Failures in Wet Compression Graphite/Epoxy Coupons, "Composite Materials: Testing and Design (Seventh Conference)", ASTM STP 893, 140-157 (1986)。
- (3) Odagiri, N., Muraki, T., and Tobukuro, K., Toughness Improved High Performance TORAYCA Prepreg T800H/3900 Series, 33rd Int. SAMPE Symposium, 272-283 (1988)。
- (4) Talbott, M. F., Springer, G. S., and Berglund, L. A., The Effects of Crystallinity on the Mechanical Properties of PEEK Polymer and Graphite Fiber Reinforced PEEK, J. Compos. Mat., 21, 1056-1081 (1987)。
- (5) Leach, D. C., and Moore, D. R., Toughness of Aromatic Polymer Composites Reinforced with Carbon Fibres, Compos. Sci. Tech., 23, 131-161 (1985)。
- (6) 石川隆司，野口義男，松嶋正道，炭素繊維強化熱可塑樹脂複合材の成形とその高靱性力学特性に関する実験的研究，日本複合材料学会誌，13-2，63-71 (1987)。
- (7) Dorey, G., Bishop, S. M., and Curtis, P. T., On the Impact Performance of Carbon Fibre Laminates with Epoxy and PEEK Matrices, Compos. Sci. Tech., 23, 221-237 (1985)。

- (8) Gillespie, J. W., Jr., Carlsson, L. A., and Smiley, A. J., Rate-Dependent Mode I Interlaminar Crack Growth Mechanisms in Graphite/Epoxy and Graphite/PEEK, *Compos. Sci. Tech.*, 28, 1-15 (1987).
- (9) O'Brien, T. K., Fatigue Delamination Behavior of PEEK Thermoplastic Composite Laminates, *Proc. American Soci. Compos.*, 1st Technical Conference, 404-420 (1986); *J. Reinforced Plast. Compos.*, 7, 341-359 (1988).
- (10) Prel, Y. J., Davies, P., Benzeggagh, M. L., and de Charentenay, F.-X., Mode I and Mode II Delamination of Thermosetting and Thermoplastic Composites, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 251-269 (1989).
- (11) O'Brien, T. K., Murri, G. B., and Salpekar, S. A., Interlaminar Shear Fracture Toughness and Fatigue Thresholds for Composite Materials, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 222-250 (1989).
- (12) Blundell, D. J., Beckett, D. R., and Willcocks, P. H., Routine Crystallinity Measurements of Polymers by DSC, *Polymer*, 22, 704-707 (1981).
- (13) Blundell, D. J., and Osborn, B. N., The Morphology of Poly(aryl-ether-ether-ketone), *Polymer*, 24, 953-958 (1983).
- (14) Mall, S., Yun, K.-T., and Kochhar, N. K., Characterization of Matrix Toughness Effect on Cyclic Delamination Growth in Graphite Fiber Composites, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 296-310 (1989).
- (15) Crick, R. A., Leach, D. C., Meakin, P. J., and Moore, D. R., Interlaminar Fracture Morphology of Carbon Fibre/PEEK Composites, *J. Mat. Sci*, 22, 2094-2104 (1987).

第 6 章 熱可塑性樹脂 P E E K をマトリックスとする積層板のモード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響

6・1 緒言

従来の C F (Carbon fiber) / エポキシ積層板は、マトリックスのエポキシ樹脂が吸水するため約 1 ～ 2 % 吸湿し、圧縮強度等が劣化することが問題とされている[1-3]。第 1 章に述べたように (Fig. 1 - 1 2 参照)、靱性を改善して衝撃後の圧縮強度を向上させると、特に Hot-wet での圧縮強度が低下する傾向にあり、構造物設計の上で環境強度は問題となっている。また、第 4 章では、C F / エポキシ積層板の疲労強度につき、長期の水中浸漬を行うと疲労き裂伝ば速度が増大し、大幅な劣化を示すことを述べた。一方、疎水性の熱可塑性樹脂である P E E K (Polyetheretherketone) は、吸水率が 0.4 ～ 0.5 % 程度とエポキシ樹脂の吸水率と比べ 1 けた低い。C F / P E E K 積層板についても、吸水率は 0.2 % 程度と、C F / エポキシと比べ 1 けた小さいことがすでに報告され[4, 5]、水環境特性の改善も大いに期待されている。すでに Dickson らは沸騰水中で吸水させた試験片を用いた引張疲労試験において、疲労強度の低下がほとんど見られないことを報告している[6]。また、Wang and Springer[4] は水分を吸収しても P E E K および APC-2 積層板の破壊靱性値が変化しないことを報告している。しかし、水環境中での疲労き裂伝ば特性を検討した報告はない。

本章では、C F / P E E K 積層板につき、23℃および 50℃水中のモード I 層間はく離疲労き裂伝ば試験を行い、水環境の影響を調べた。また、繰返し速度を変えた実験を行い、時間依存性の現象の有無、水環境効果の機構を検討した。

6・2 実験方法

6・2・1 材料および試験片

材料は、第 5 章と同じ I C I 社の APC-2 プリプレグ積層板 (AS4/PEEK) で、ブ

レス成形により厚さ 6 mm の一方向積層板を作製した。この材料の構成，破壊靱性値等を Table 6-1 に示す。破壊靱性値は第 5 章で述べたように安定的にき裂が成長する場合の値で，Wang ら [4] の報告と同様，吸水後も変化しなかった。幅 20 mm の DCB (Double cantilever beam) 試験片を疲労試験に用いた。破壊力学パラメータの正確な測定と疲労試験中のき裂長さの自動測定のため，第 2 章の C 法 (Fig. 2-3：大形のちょうつがいとアルミニウムブロックを用いる負荷治具) および D 法 (Fig. 2-4：ピンとアルミニウムブロックからなる負荷治具) を用い，疲労試験を行った。

6・2・2 試験手法

破壊力学パラメータは，実験で求めた試験片のコンプライアンスとき裂長さの関係から，第 2 章と同じ方法で算出した。また，き裂伝ば試験は第 2 章で確立した評価法にしたがって行った。き裂伝ば試験中に，応力比 R (=最小荷重/最大荷重) を 0.2 又は 0.5 に一定に保って行った。また，相対的な応力拡大係数の変化

Table 6-1. Materials and mechanical properties.

Prepreg Carbon fiber Matrix		ICI APC-2 Hercules AS4 ICI PEEK
Volume fraction of fiber		62%
Constitution of laminate		(0) ₄₈
Elastic constants (GPa)		$E_1=134$, $E_3=8.9$, $G_{13}=5.1$ $\nu_{13}=0.37$
Fracture toughness	K_{IC} (MPam ^{1/2})	4.7
	G_{IC} (N/m)	1700
Fracture toughness after moisture conditioning	K_{IC} (MPam ^{1/2})	4.7
	G_{IC} (N/m)	1700

速度 $C = (1/K) dK/da$ を $-0.15 \sim -0.45 \text{ mm}^{-1}$ の範囲で一定に制御して荷重漸減試験を行った。また、一部では同様に C を制御して荷重漸増試験を行った。

き裂長さは、第5章と同様に非線形性を補正して、試験中にコンプライアンスから計算で求め、低伝ば速度領域でのき裂長さ測定に影響を及ぼさないよう考慮した。

試験環境は大気中 (23°C , $50\% \text{ RH}$) および 23°C , 50°C 水中、繰り返し速度は 10 Hz を標準とした。比較のために示した大気中の結果は、第5章で得た 23°C , $50\% \text{ RH}$ のものである。また、時間依存性の現象の有無を検討するため、一部大気中、 23°C , 50°C 水中において 2 Hz で試験を行った。なお、 10 Hz では荷重漸減試験、 2 Hz では荷重漸増試験とした。

6・2・3 水中疲労試験装置

水中での疲労試験は、コンピュータを接続した電気油圧サーボ式試験機（島津製、容量 980 N ）を用いた。疲労試験は、特別な治具を用いた第4章とは異なり、水中試験のために Fig. 6-1 に示すような、アクチュエータが水平の構造の試験機を試作し、き裂先端のみを水中につけて行った。すなわち、負荷治具、変位計等の取り付け状態は大気中と同じ形で疲労試験を行った。この場合、4・3・6項で報告した流体誘起閉口は、 $R = 0.2$ でも観測されなかった。Fig. 6-2 に用いた水槽の構造を示す。試験荷重が $150 \sim 250 \text{ N}$ 程度と低いため、水槽と試験片の間にシールをすることができない。連続で約2週間にわたる1回の試験中に、水槽の水位を一定に保つため、水槽を2室に分け、試験片側の水槽から常にあふれだす構造とした。この構造により、 50°C の試験でも水の補給は1日1回程度で済ませることができた。

6・2・4 吸水試験および水環境中での試験片の準備

試験片から切り出した小片（繊維方向の長さ $a = 30 \text{ mm}$ ，幅 $b = 20 \text{ mm}$ ，厚さ $h = 6 \text{ mm}$ ）を 23°C , 90°C 水中に浸漬し、吸水試験を行った。Fig. 6-3 に 90°C での吸水挙動を示す。 \sqrt{t} で整理すると、ばらつきは大きいが立ち上がりはほぼ直線

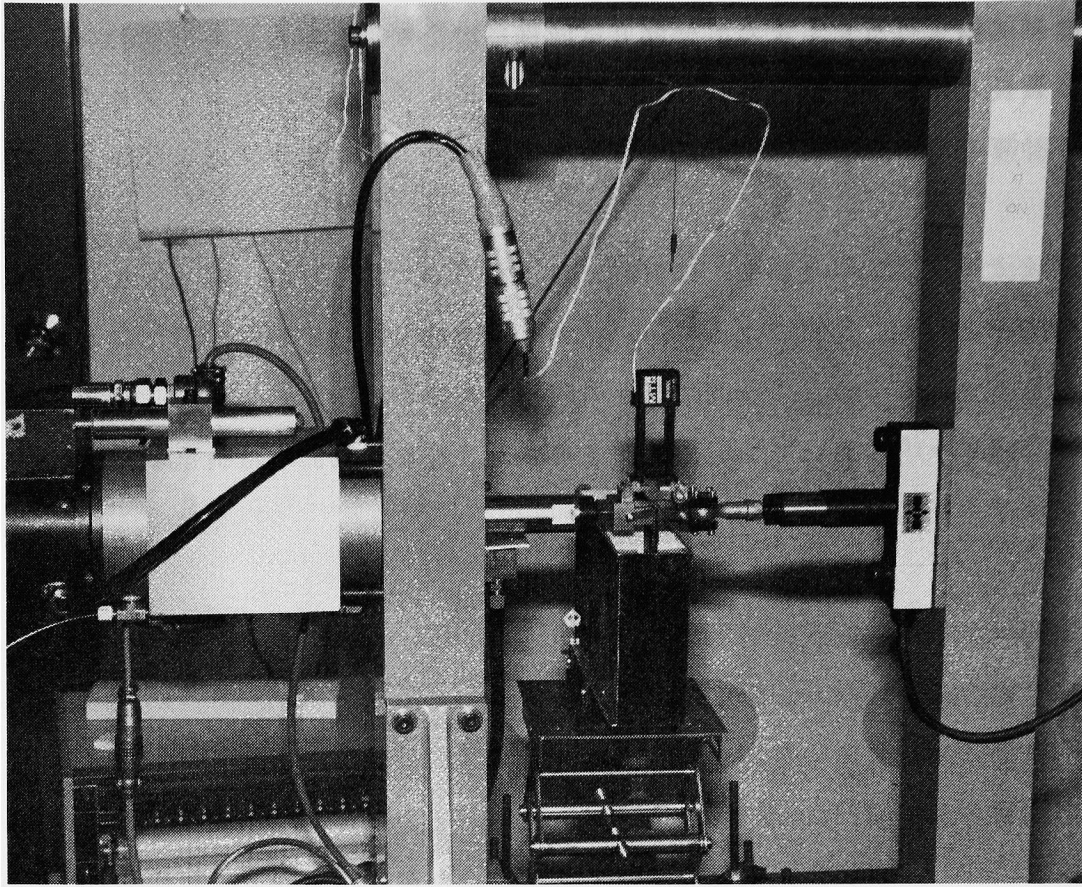


Fig. 6-1. Special fatigue testing machine for tests in water.

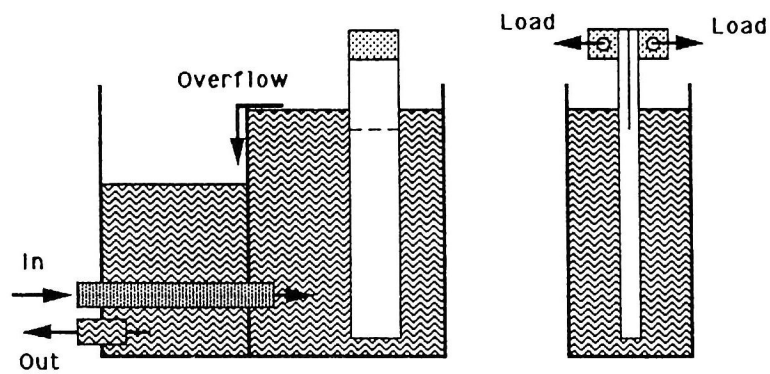


Fig. 6-2. Special water bath for DCB specimen.

となり、Fickの拡散則が成立している。また、5000hrで測定した飽和含水率は0.17%と第4章のCF／エポキシ積層板の結果（2.5%）と比べ約1けた低く、かつ相対湿度100%での測定値とはほぼ同じ値が得られた[4]。飽和後の試験片は23℃水中で保存したが、4・2・3項で述べた飽和後の吸水率の再上昇は、APC-2では観測されなかった。Fig. 6-3の結果から4・2・3項と同じ解析を行うと、23℃および90℃での水分の拡散係数は、繊維方向（ d_L ）、繊維に直角方向（ d_T ）それぞれ次のように求まる。

$$d_L = 2.20 \times 10^{-8}, \quad d_T = 6.45 \times 10^{-9} \text{ mm}^2/\text{s} \quad (23^\circ\text{C})$$

$$d_L = 9.75 \times 10^{-7}, \quad d_T = 2.86 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{s} \quad (90^\circ\text{C})$$

拡散速度は23℃ではCF／エポキシ積層板の約59%であるが、温度依存性が異な

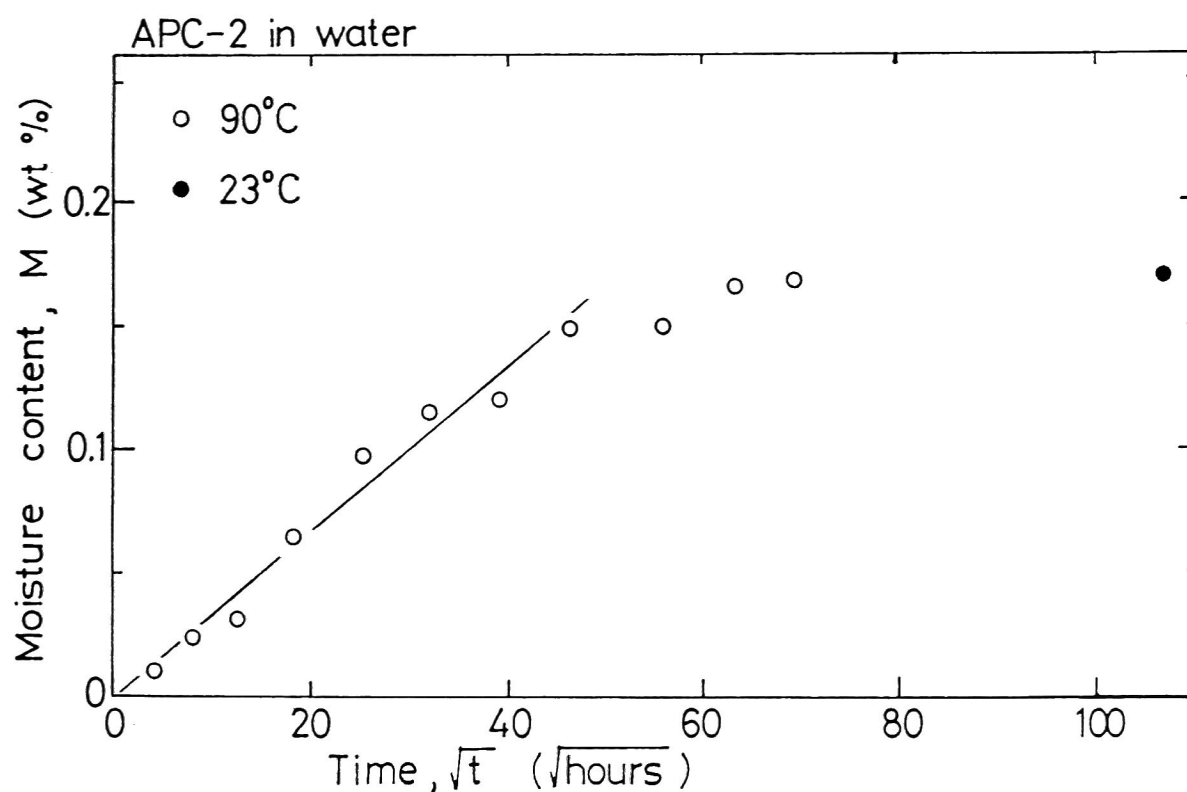


Fig. 6-3. Relation between moisture content and time.

り、90℃では約24%と小さくなっている。常温では試験片を水中に浸漬しても、飽和状態（平衡状態）の90%まで吸水させるには式（4-4）を用いて計算すると約35年かかる。そのため、本研究では、第4章のCF/エポキシ積層板で用いたのと同様の、以下の2種の条件で試験片を準備し、その影響を比較した。

（1）予備浸漬（短期間の水環境の影響）

試験開始前に、試験片を無負荷で水中に12時間浸漬した。この場合、Fig. 6-4 (a) のように試験片の表層にしか水分は拡散していない。4・3・3項と同様にして、Fickの拡散則を用いて23℃において繊維方向（=き裂伝ぱ方向）の拡散を検討した。吸水率が飽和状態の50%になる点の距離は、2時間浸漬後には12μm、12時間浸漬後には30μmとなる。一方、き裂先端において繰り返し塑性変形を受けている領域は、平面ひずみの場合次式で計算される[7,8]。

$$\omega = 1 / 3 \pi (\Delta K / 2 \sigma_{ys})^2 \quad (6-1)$$

ここで降伏応力 σ_{ys} にPEEK樹脂単体の降伏応力95MPa[9]を用いると、大気中の結果からは、繰り返し塑性域は下限界近傍で5μm、伝ぱ速度が 10^{-8} m/cycleでは10μmとなる。したがって、少なくとも下限界近傍の低伝ぱ速度領域に対しては、短期の予備浸漬によって水分は破壊領域に十分浸透していると考えられる。すなわち予備浸漬後の試験結果は、短期の水環境の影響を示すと考える。なお、第5章でき裂伝ぱが繰り返し荷重に大きく支配されていることが明らかとなったため、破壊領域としては第4章とは異なり繰り返し塑性域を用いた。

（2）平衡状態までの水分の状態調節（長期間の水環境の影響）

90℃水中で約200日間の促進吸水試験を行い、Fig. 6-4 (b)のような水分の平衡状態（飽和状態）を得た。なお、この状態調節を行ってもTable 6-1のように破壊靱性値は変化しなかった。この平衡状態に達した試験片は、長期の水環境の影響を示すものと考えられる。

6・3 結果および考察

6・3・1 支配力学パラメータの決定

第3章では，異なる応力比 R での，き裂伝ぱ挙動を整理する支配パラメータとして，次式で表される等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} を提唱した．また，第5章ではCF/PEEK積層板についてもこのパラメータが支配パラメータになることを明らかにした．

$$\Delta K_{eq} = \Delta K (1 - R)^{-\gamma} = \Delta K^{1-\gamma} K_{max}^{\gamma} \quad (6-2)$$

ここで， γ と $1 - \gamma$ は，それぞれ最大荷重と繰返し荷重が伝ぱに寄与する相対的な割合を示すパラメータである．また， ΔK_{eq} は応力比効果を $R = 0$ の場合の ΔK に換算したパラメータとも解釈される．

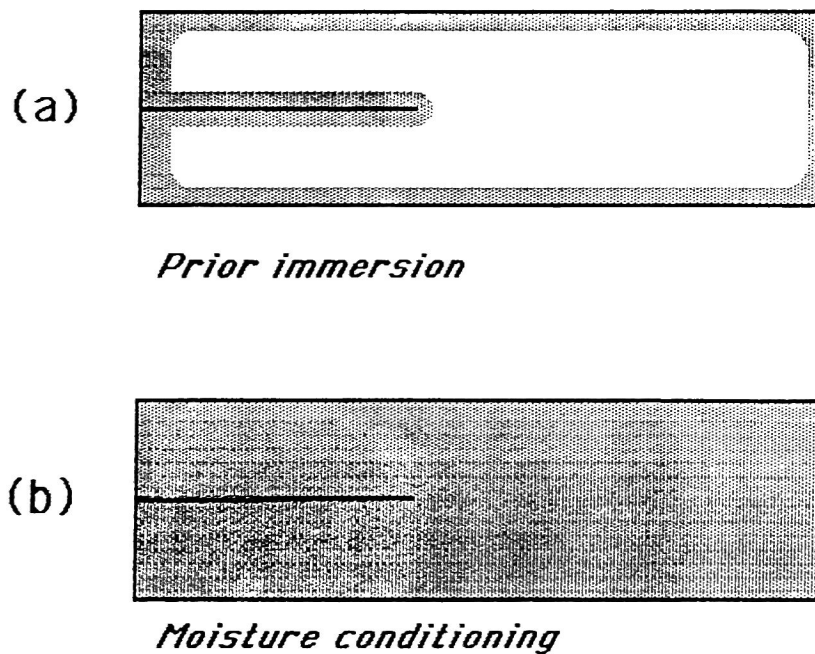


Fig. 6-4. Diffusion of water in specimen after prior immersion and after moisture conditioning.

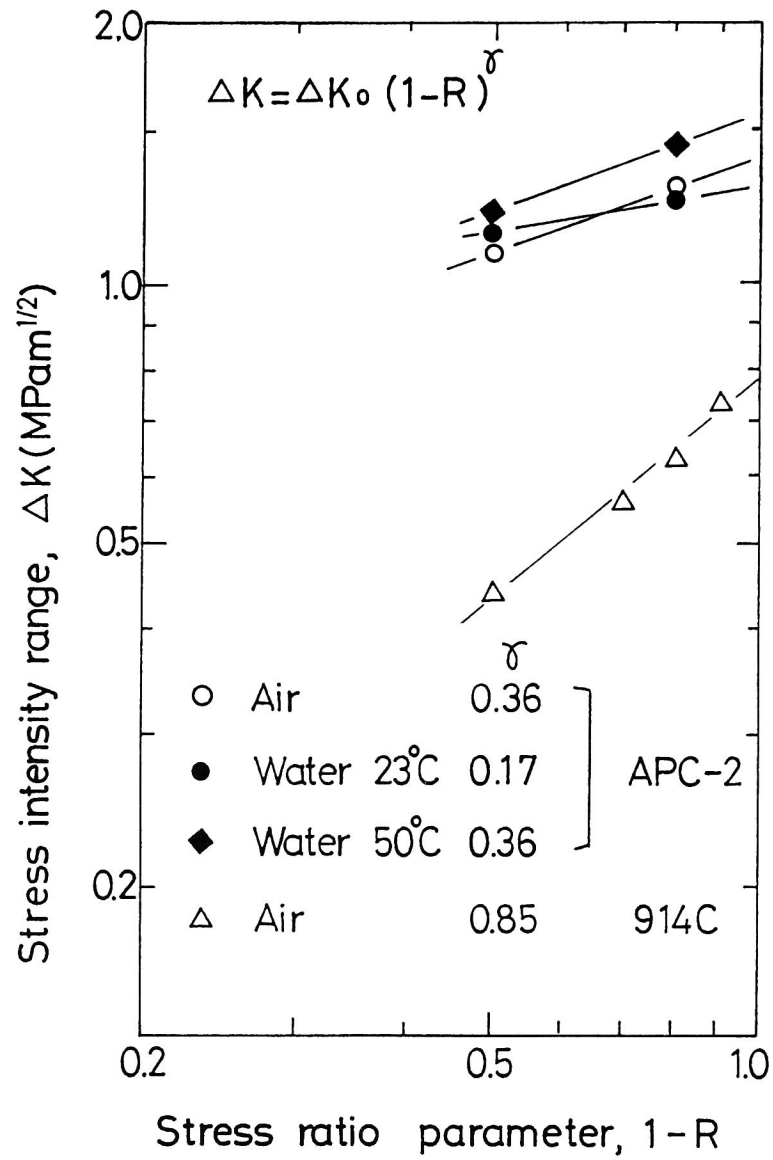


Fig. 6-5. Relation between stress intensity range and stress ratio parameter at $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle.

本章においても、疲労き裂伝ば挙動は ΔK_{eq} で整理した。ただし、CFRP積層板の破壊力学的取り扱い、一般にはエネルギー解放率で行われており、結果の比較を簡単にするため、付録にエネルギー解放率範囲 ΔG で整理した図を載せた。

まず式(6-2)の γ の値を求めるため、 $da/dN=10^{-10}$ m/cycleにおける水中での ΔK と $(1-R)$ の関係を求めた。結果をFig. 6-5に示す。また、参考のため、第5章の大気中の結果および第3章のCF/エポキシ積層板(914C)の結果も併せて示した。この図の近似直線の傾きが γ である。APC-2では γ の値は大気中で0.36、23℃水中で0.17、50℃水中で0.36と小さく、き裂伝ばが繰り返し荷重に大きく支配されることを示している。ここで求めた γ の値を用い、以下では ΔK_{eq} をパラメータとして疲労き裂伝ば挙動を評価した。ただし、 γ の値は各試験条件毎に、応力比を変えた実験から上述と同様の手法で求めた。

6・3・2 短期間の水環境の影響

Fig. 6-6に予備浸漬をした23℃水中の、き裂伝ば速度と ΔK_{eq} の関係を示す。 ΔK_{eq} で整理した場合、応力比 R によらず、全領域で一価関係が得られた。図中に破線で示した大気中の挙動(Fig. 5-7)とは異なり、べき乗の関係が $da/dN=7 \times 10^{-12}$ m/cycle付近(点A)でわずかに折れ曲がった。ここでは、点Aを境として、低伝ば速度側を領域Ⅰ、高伝ば速度側を領域Ⅱと呼ぶこととする。べき指数は領域Ⅰでは7.1、領域Ⅱでは11となり、領域Ⅱでは大気中のべき指数12とほぼ等しいが、伝ば速度の低い領域ではべき指数が小さくなった。また、下限界の存在は、実験データの範囲でははっきりとは認められない。同一の ΔK_{eq} で比較すると、領域Ⅱでは伝ば速度が低下したが、その差は1/3倍程度とわずかである。

Fig. 6-7に予備浸漬をした50℃水中での結果を示す。23℃水中と同様、応力比依存性は、 ΔK_{eq} により全領域で整理できた。領域Ⅰ、Ⅱの境界(点A)は $da/dN=3 \times 10^{-10}$ m/cycle、べき指数は領域Ⅰで6.2、領域Ⅱで18となり、べき指数の両領域での差は23℃水中より顕著である。大気中のべき指数(12)と比較すると、領域Ⅰは1/2、領域Ⅱは1.5倍となり、比率でみると領域Ⅰの減少率大きい。

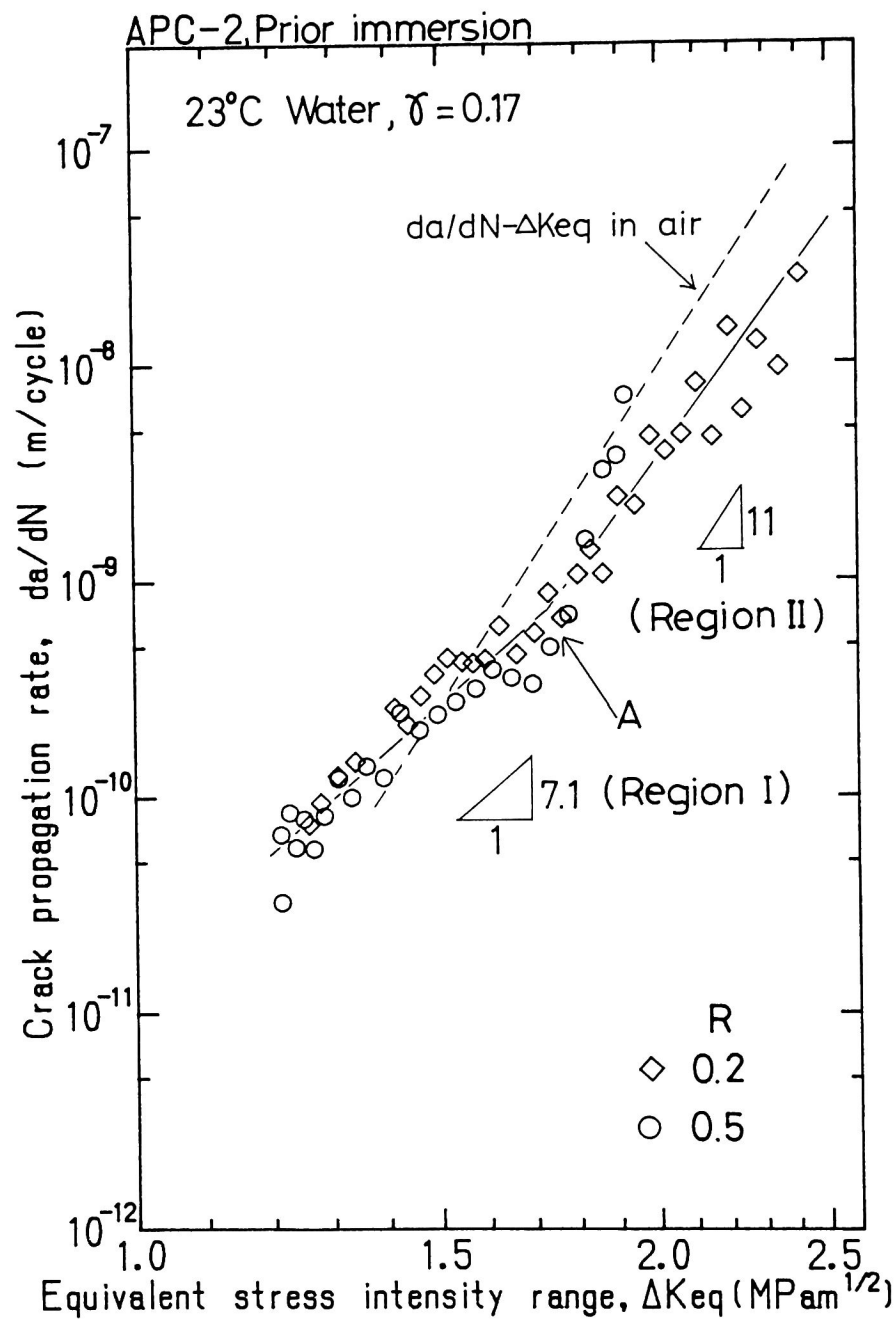


Fig. 6-6. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 23°C after prior immersion (10 Hz).

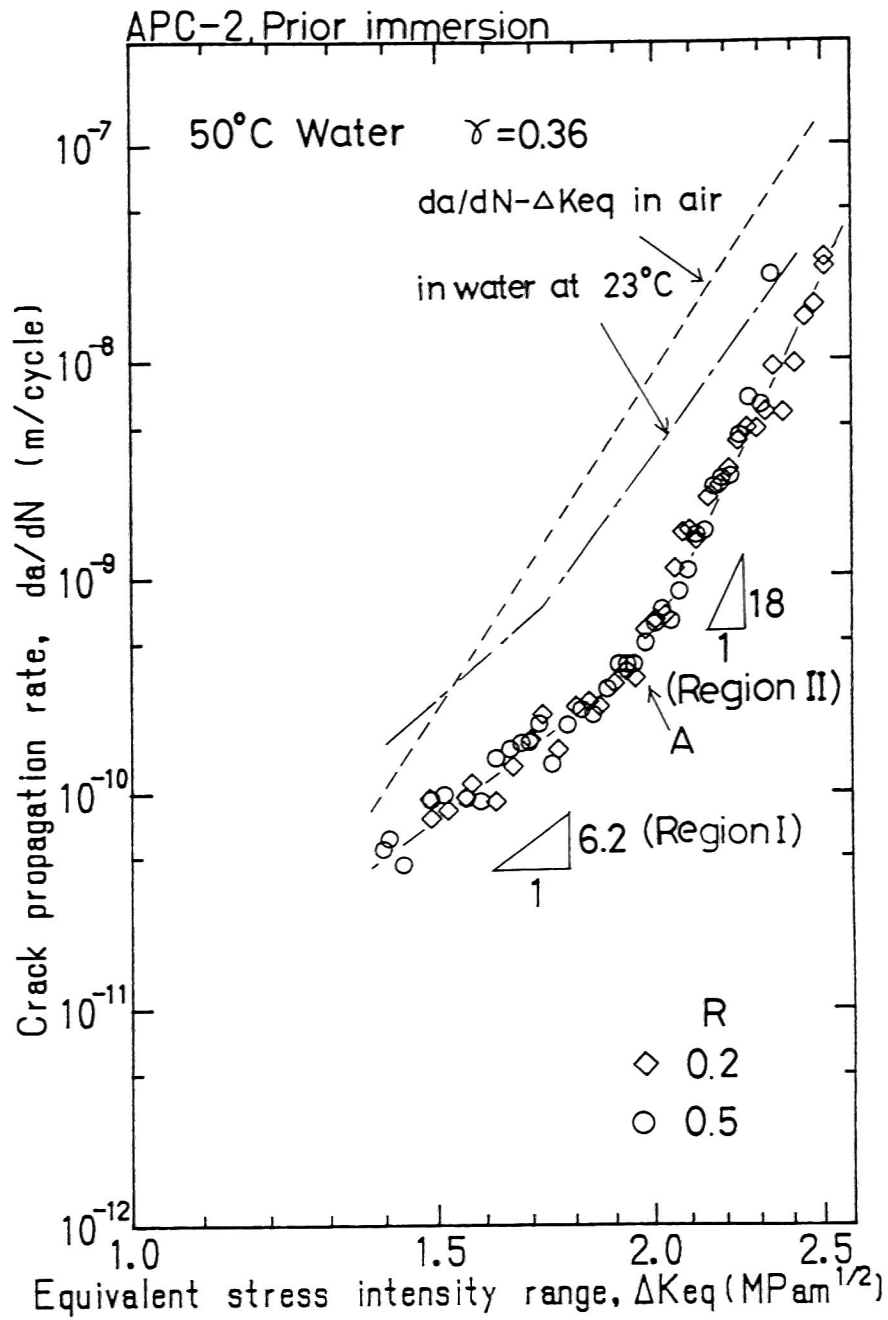


Fig. 6-7. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 50 °C after prior immersion (10 Hz).

また、23℃と同様に下限界が存在する傾向は実験の範囲では認められない。同一の ΔK_{eq} で比較すると、伝ば速度の速い領域で大気中と比べ伝ば速度は1/2～1/10に低下しているが、低伝ば速度での差は小さい。

6・3・3 長期間の水環境の影響

飽和含水量まで長期に状態調節した試験片を用い、23℃水中で試験を行った。結果をFig. 6－8に示す。それぞれの応力比について、予備浸漬をした場合と同様、 $da/dN=3 \times 10^{-10}$ m/cycle付近の点Aで領域Ⅰ、Ⅱに分かれ、領域Ⅰの方がべき指数が小さくなった。応力比の影響については、領域Ⅰでは ΔK_{eq} で整理できたが、領域Ⅱでは応力比の高い方が伝ば速度が大きくなった。領域Ⅰ、および領域Ⅱの $R=0.2$ では da/dN と ΔK_{eq} の関係はほぼ予備浸漬した50℃水中と同一であり、長期に水環境中に置いても大気中、予備浸漬した23℃水中の場合よりき裂伝ば抵抗は増大している。また、 $R=0.5$ の場合、領域Ⅱでは大気中と比較して数倍伝ば速度が速くなり、劣化が顕著であった。

水中の試験でべき乗の係数に折れ曲がりが見られたことは、領域ⅠとⅡとでき裂伝ばの機構が変化していることを示唆していると考えられる。これについては、繰り返し速度依存性、破面解析から後ほど検討する。

Table 6-2. Fracture mechanics parameters at $da/dN=10^{-10}$ m/cycle.

Environment	ΔK MPa $m^{1/2}$		ΔK_{eq} MPa $m^{1/2}$		ΔG N/m	
	R=0.2	R=0.5		γ	R=0.2	R=0.5
Air 23℃	1.3	1.1	1.4	0.36	200	270
Water 23℃ Prior immersion	1.3	1.2	1.3	0.17	180	310
Water 50℃ Prior immersion	1.4	1.2	1.6	0.36	240	340
Water 23℃ Moisture conditioning	1.5	1.3	1.5	0.23	250	390

$da/dN=10^{-10}$ m/cycle

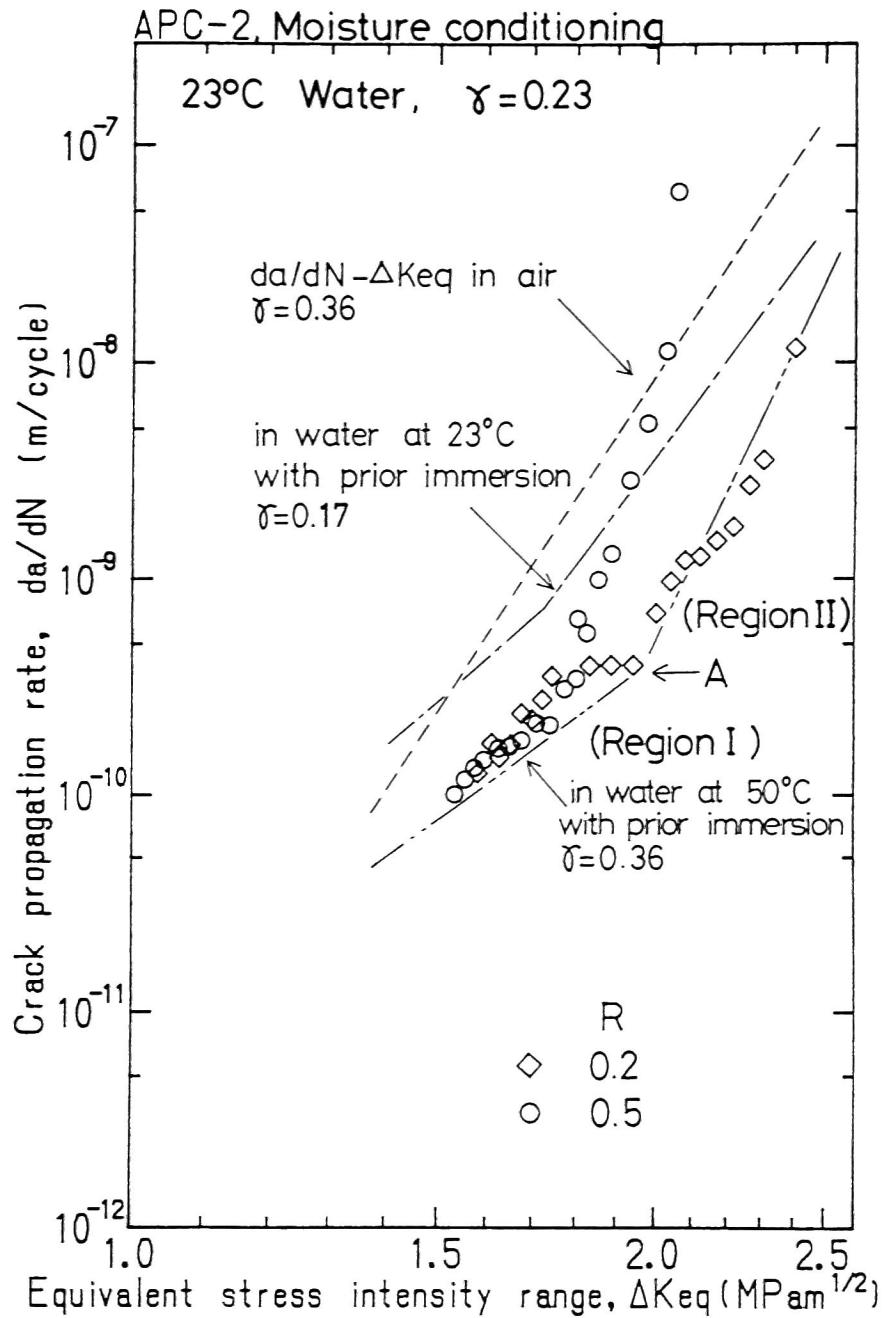


Fig. 6-8. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 23 °C with moisture conditioning (10 Hz).

最後に、比較のため、 $da/dN = 10^{-10}$ m/cycleで求めた各パラメータの値を、Table 6-2 にまとめた。水中での結果はすべて領域Ⅰに属している。

6・3・4 エポキシ系との水環境の影響の比較

Table 6-3 に、APC-2 の各環境条件でのき裂伝ば速度の変化を、第4章のC/F／エポキシ（914C積層板）の結果と比較してまとめて示した。この表では914Cでは下限界近傍とべき乗則の成立する領域、APC-2 では領域Ⅰ、Ⅱに分けて表示した。なお、式（6-2）のパラメータ γ の値は、914C積層板では伝ば速度が 10^{-11} m/cycle、APC-2積層板では 10^{-10} m/cycleで求めたものである。短期の水環境の影響について、エポキシ系の914C積層板では23℃水中で伝ば速度が1/10に低下し、また、50℃水中のべき乗則の成立する領域ではべき指数および伝ば速度が著しく増大する等、環境の影響が大きかったが、これと比較するとAPC-2 の水環境の影響は小さい。

長期の水環境の影響についても、914C積層板の場合、下限界値が予備浸漬の水中と比べ0.65倍に低下し、伝ば速度の著しい増大が見られる等、応力比によらず全領域で著しい劣化がみられたが、これと比較してAPC-2 積層板は環境中でも損傷許容性が非常に高い材料と評価することができる。

このようにエポキシ系と比べ水環境の影響が小さくなった原因の1つとしては、914C積層板で飽和含水量が2.5%であったのに対し、APC-2 積層板では0.17%と吸水率が低いことが考えられる。また、914C積層板では、長期の水中浸漬の後には、破壊機構が樹脂破壊から繊維と樹脂の界面破壊に変わり、界面の劣化も観測され、これがき裂伝ば抵抗の著しい劣化の原因と考えられたが、APC-2 積層板の場合、後述のように顕著な界面劣化は認められていない。

6・3・5 繰り返し速度依存性

Figs. 6-6～6-8において da/dN と ΔK_{eq} のべき乗の関係が折れ曲がり、伝ば機構が領域ⅠとⅡで異なっていることも示唆された。ここでは時間依存性の現象の影響の有無を探るため、大気中、予備浸漬を行った23℃および50℃水中で、

Table 6-3. Environmental effects.

Material	914C			APC-2		
Environment	Change of da/dN Region A / Region B		γ	Change of da/dN Region I / Region II		γ
Air 23 °C	-	-	0.86	-	-	0.36
Water 23 °C Prior immersion	Decrease	Decrease	0.81	No change	Decrease	0.17
Water 50 °C Prior immersion	Decrease	Increase	0.72	Small decrease	Decrease	0.36
Water 23 °C Moisture conditioning	Large increase	Large increase	0.65	Small decrease	Decrease*/ Small increase**	0.23

* R=0.2

** R=0.5

Region A: Threshold region

Region B: Power law region

Region I : Low propagation rate region

Region II: High propagation rate region

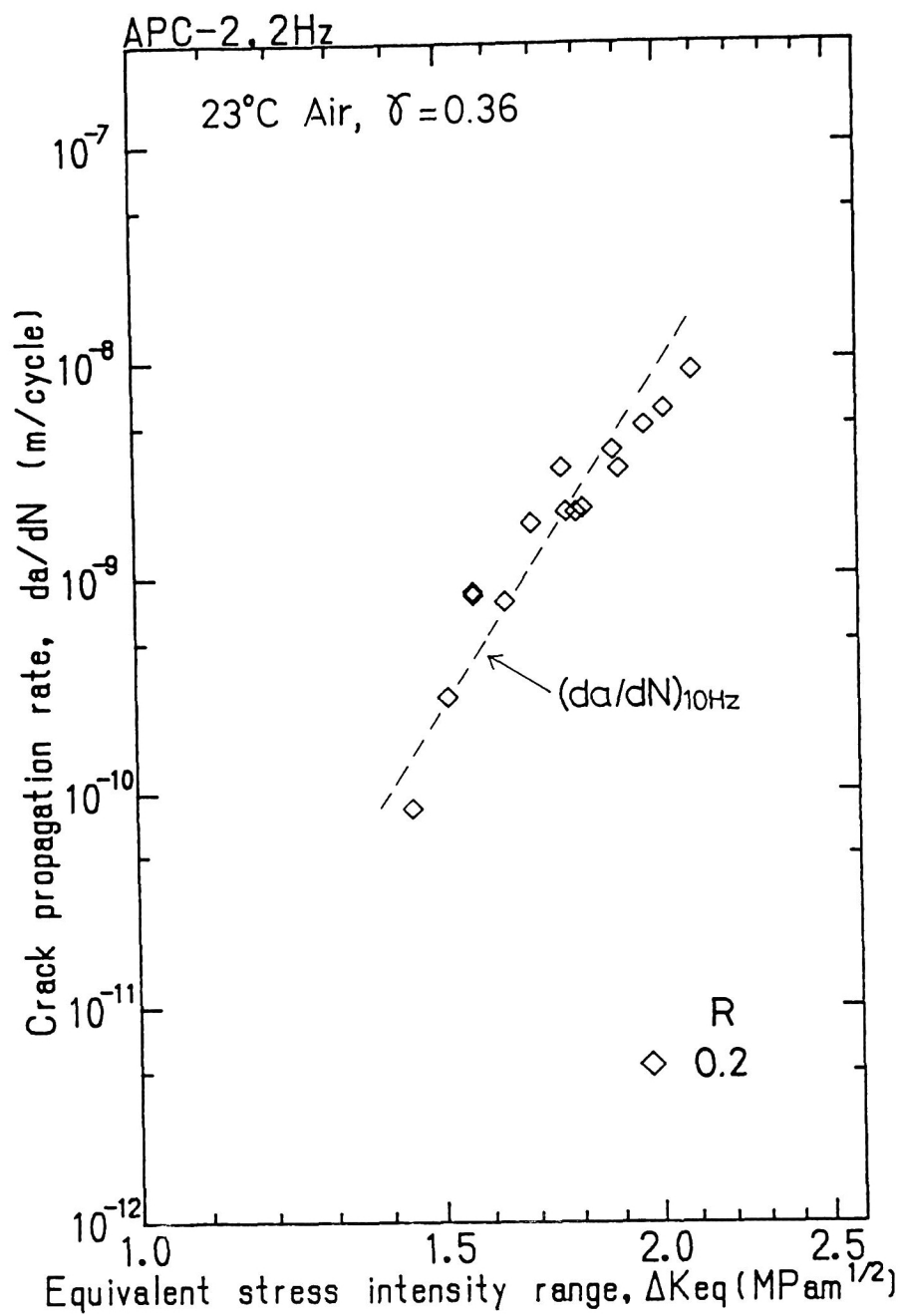


Fig. 6-9. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in air at 23 °C (2 Hz).

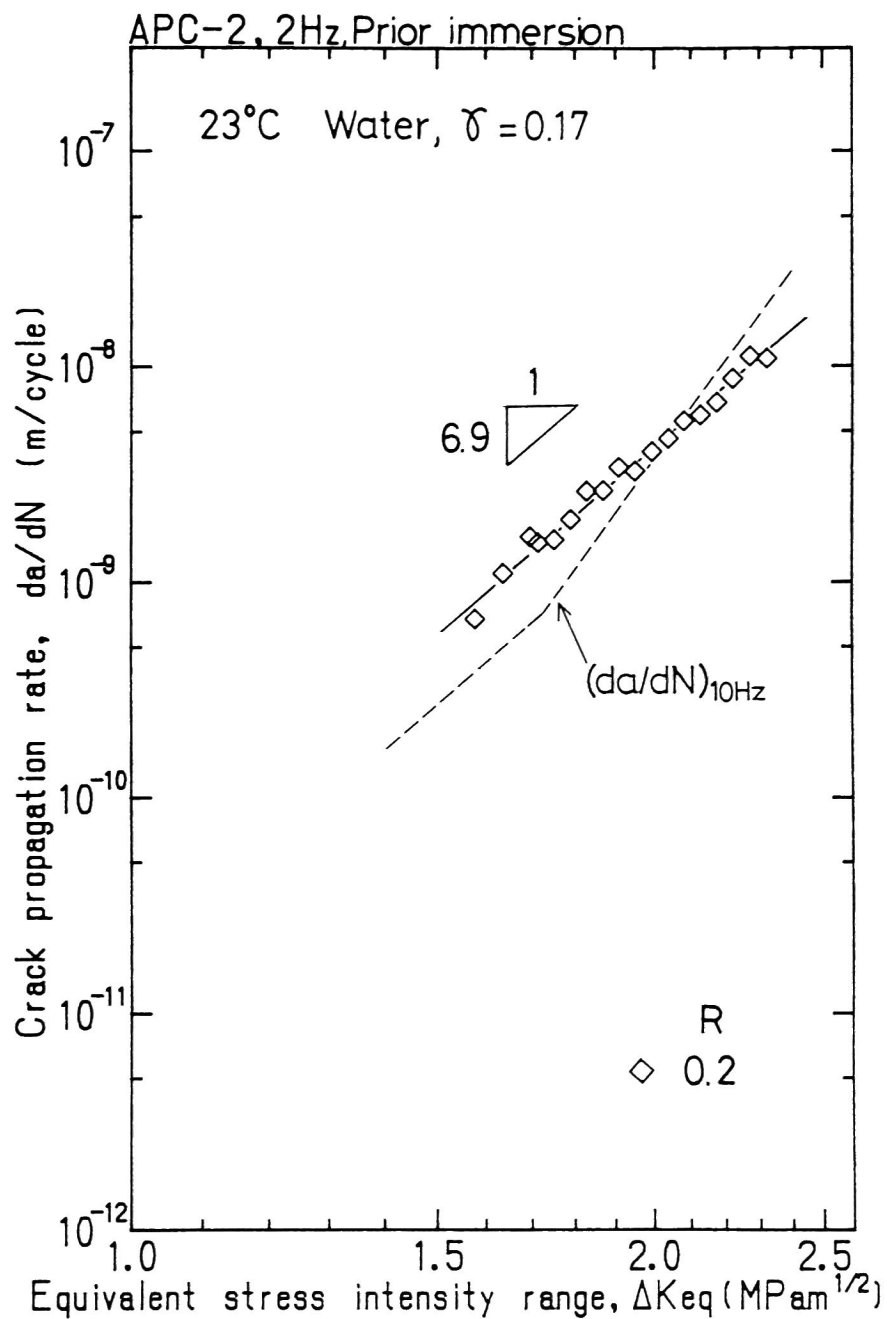


Fig. 6-10. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 23°C after prior immersion (2 Hz).

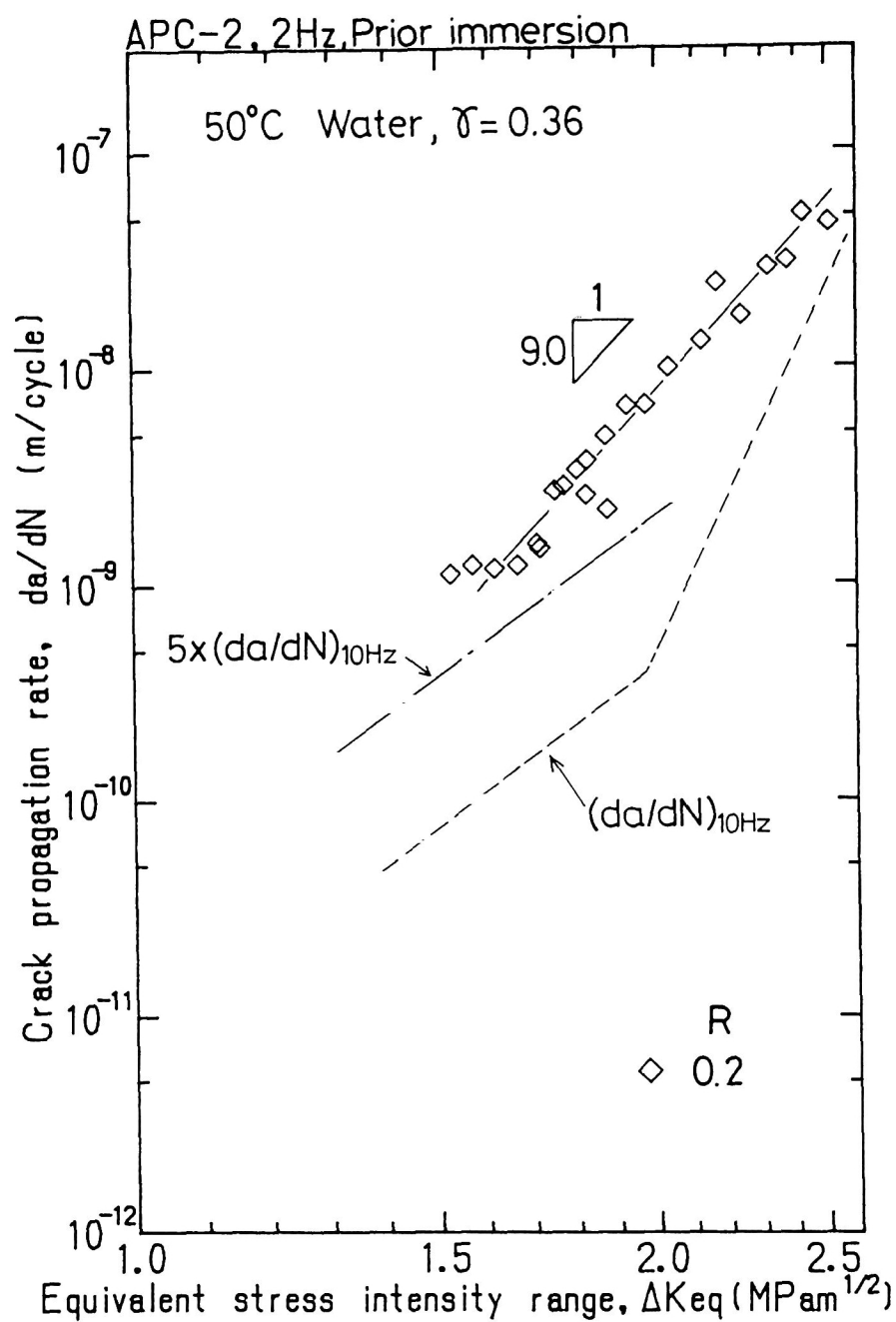


Fig. 6-11. Relation between crack propagation rate and equivalent stress intensity range in water at 50°C after prior immersion (2 Hz).

2 Hzの荷重漸増試験を行った。結果をFigs. 6-9～6-11に示す。比較のため、各図には10Hzの荷重漸減試験の結果を破線で併せて示した。なお、 $R = 0.2$ の結果のみのため、10Hzでの γ の値を用いて ΔK_{eq} を求めた。Fig. 6-9のように、大気中では繰返し速度の影響はみられない。これに対し、Fig. 6-10のように23℃水中では、特に領域Ⅰに対応する低 ΔK_{eq} 側で伝ば速度のわずかな増大が見られた。また、べき指数は6.9となり、ほぼ10Hzでの領域Ⅰのべき指数(7.1)と等しくなった。

50℃水中ではFig. 6-11のように、低 ΔK_{eq} 側での伝ば速度の増大は23℃より大きい。べき指数は9.0となり10Hzの結果(領域Ⅰ:6.2, 領域Ⅱ:18)と比較すると、領域Ⅰのべき指数に近い。図中の1点鎖線は、10 Hzの領域Ⅰを5倍(繰返し速度の差)して描いたものである。実験点は1点鎖線から10Hzの結果の領域Ⅱに遷移していくように見られる。領域Ⅰの実験点が図中の一点鎖線に近いことは、この領域では伝ばの機構が繰返し数依存ではなく、ほぼ時間依存に

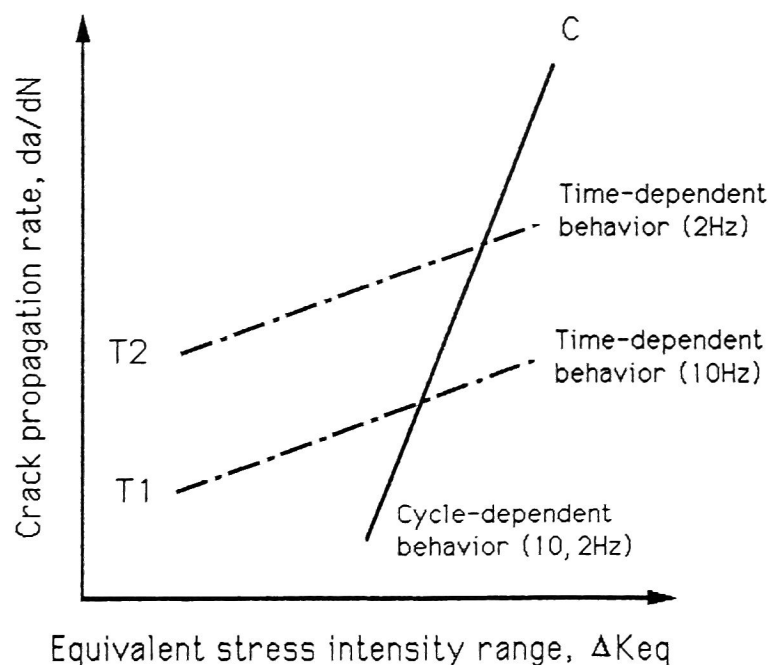


Fig. 6-12. Time-dependent behavior and cycle-dependent behavior in crack propagation.

なっていることを示している。

Figs. 6-6～6-8に見られたべき乗の関係の折れ曲がり，および領域Ⅰ，Ⅱでのべき指数の変化の機構を説明するためのモデル図を Fig. 6-12に示す。き裂伝ばには疲労（繰返し数依存：線C）と時間依存（線T1又はT2）の両方の機構が重畳しており，領域Ⅰでは時間依存，領域Ⅱでは繰返し数依存の機構が主に働いたものと考えられる。縦軸を伝ば速度で表しているのので，時間依存の線は繰返し速度により異なる。全体の関係は10HzではT1とCをつなぐ線，2HzではT2とCをつなぐ線となり，領域ⅠからⅡへの移行は，繰返し速度が変われば高伝ば速度側に移行する。2Hzの結果は，領域Ⅰ又は領域ⅠからⅡへの遷移領域の挙動が観測されたものと推察される。

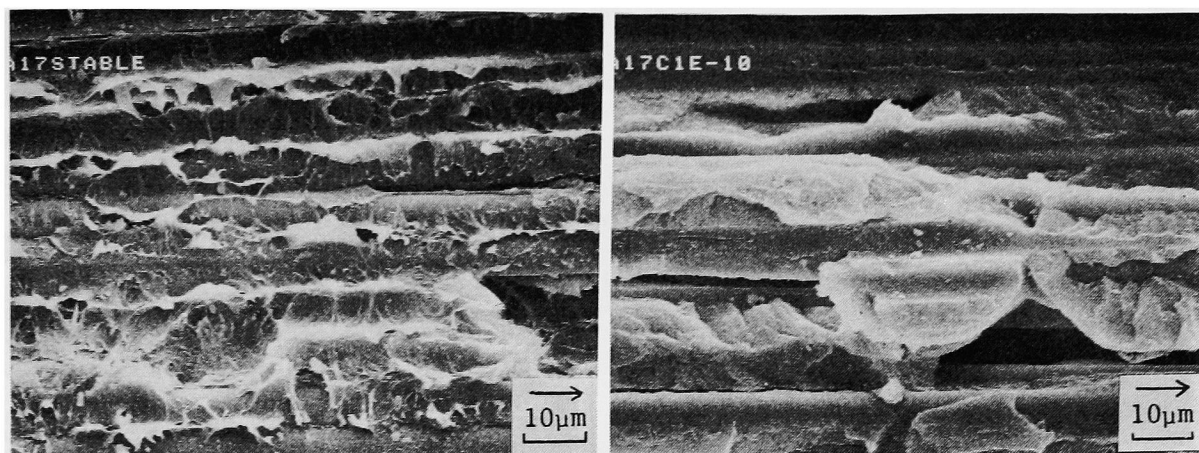
6・3・6 破面観察

Fig. 6-13に大気中での破壊靱性試験（安定き裂成長），大気中での疲労試験の走査電顕（SEM）写真を示す。（a）の破壊靱性試験の破面では，ディンブル状の樹脂の大きな塑性変形が特徴的である。これに対し，10Hzの大気中の疲労破面では，（b）のように，比較的凹凸は激しいが，塑性変形はマクロにはほとんど見られなかった。

10Hzでの予備浸漬をした場合の23℃および50℃水中の疲労試験の破面のSEM写真をFigs. 6-14，6-15に示す。23℃水中については，領域Ⅰの（a）では樹脂の引き延ばしがみられ，この傾向は領域Ⅱでも，（b）のように若干認められる。50℃でも領域Ⅰ，Ⅱとも23℃とほぼ同様の破面が観察された。状態調節をした場合（10Hz）のSEM写真をFig. 6-16に示す。領域Ⅰの（a）では樹脂の引き延ばしが著しく，領域Ⅱでも（b）のように樹脂の引き延ばしが認められた。

2HzでのSEM写真をFig. 6-17に示す。（a）の大気中では，10Hzと類似した破面で，樹脂の引き延ばしはほとんど認められないが，（b）の23℃水中，（c）の50℃水中では，静的破面（図13(a））に類似した大きな塑性変形が認められた。

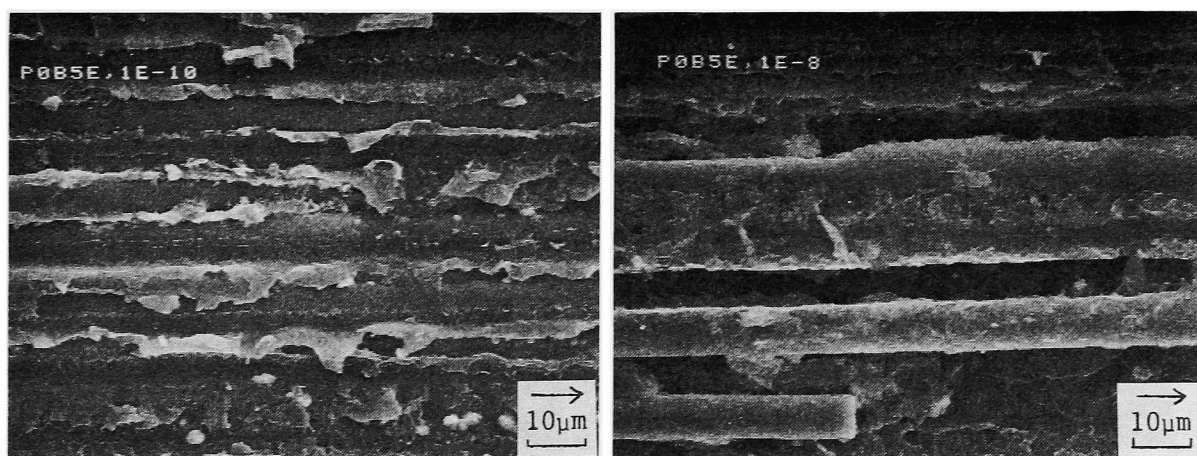
Table 6-4に，試験環境と破面の特徴の関係をまとめた。破面観察結果では，10Hzの大気中および水中の領域Ⅱでは塑性変形の程度は小さいが，10Hz水中での



(a) Static fracture.

(b) Fatigue fracture, $R=0.2$,
 $da/dN=1 \times 10^{-10}$ m/cycle (10 Hz).

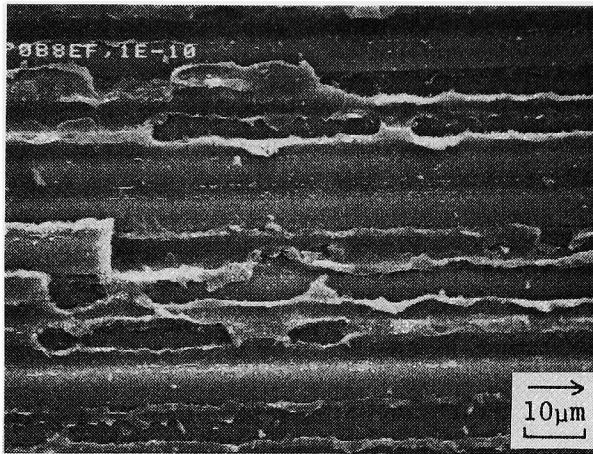
Fig. 6-13. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in air.



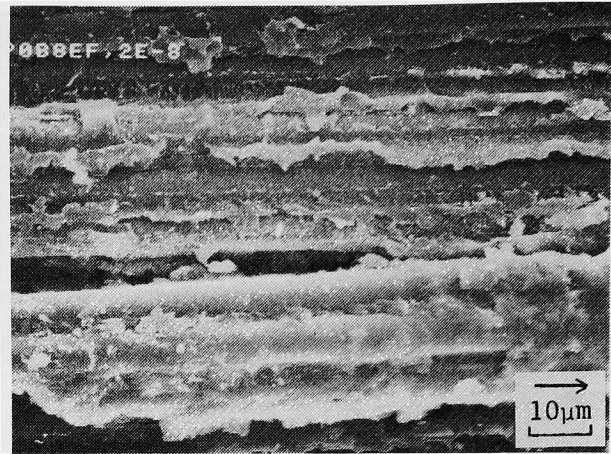
(a) $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-10}$
 m/cycle (Region I).

(b) $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-8}$
 m/cycle (Region II).

Fig. 6-14. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in water at 23 °C after prior immersion (10 Hz).



(a) $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-10}$
m/cycle (Region I).

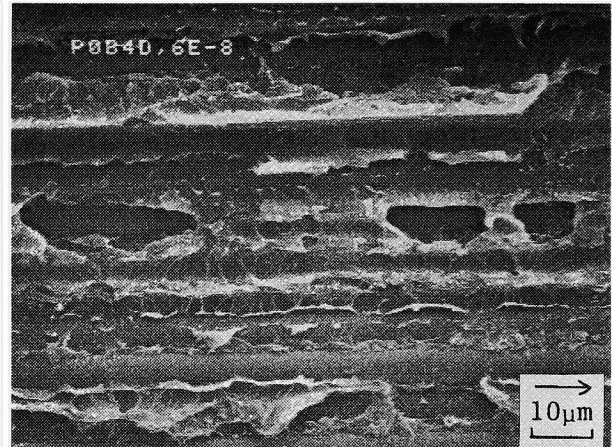


(b) $R=0.2$, $da/dN=2 \times 10^{-8}$
m/cycle (Region II).

Fig. 6-15. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in water at 50 °C after prior immersion (10 Hz).

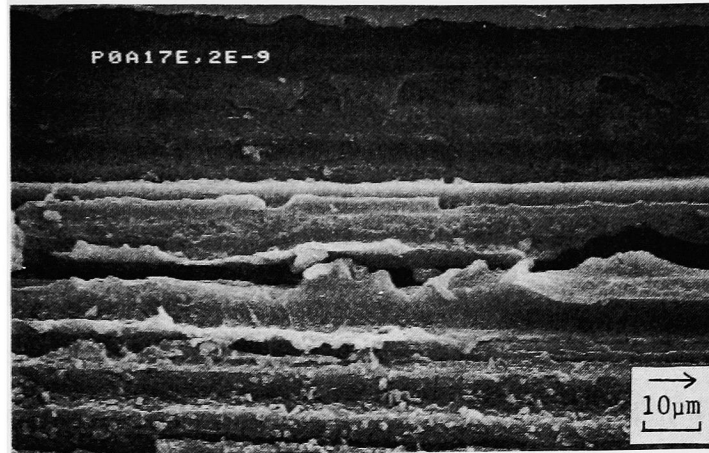


(a) $R=0.5$, $da/dN=2 \times 10^{-10}$
m/cycle (Region I).

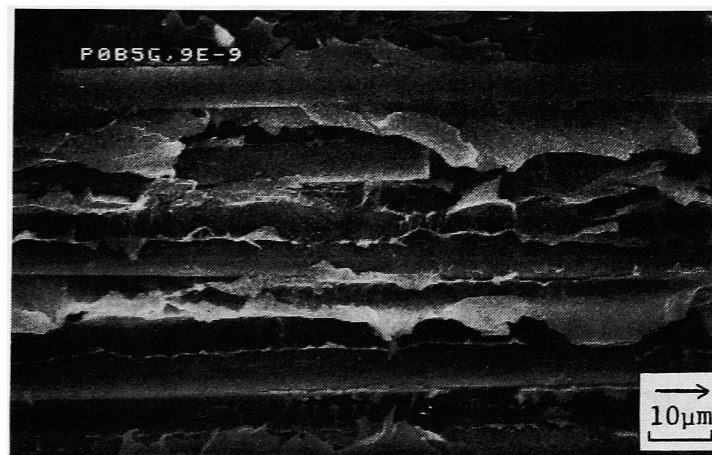


(b) $R=0.5$, $da/dN=6 \times 10^{-8}$
m/cycle (Region II).

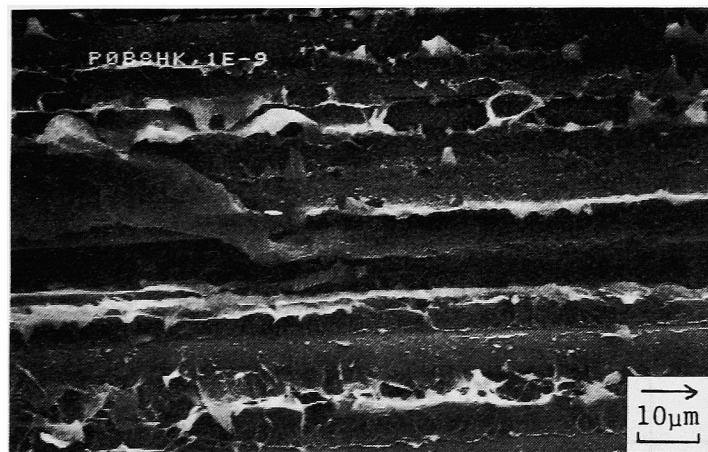
Fig. 6-16. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in water at 23 °C with moisture conditioning (10 Hz).



(a) In air, $R=0.2$, $da/dN=2 \times 10^{-9}$ m/cycle.



(b) In water at 23 °C, $R=0.2$, $da/dN=9 \times 10^{-9}$ m/cycle.



(c) In water at 50 °C, $R=0.2$, $da/dN=1 \times 10^{-9}$ m/cycle.

Fig. 6-17. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in air and in water after prior immersion (2 Hz).

領域 I および領域 I に相当すると考えられる 2 Hz 水中で、比較的静的な破面に近い、樹脂の引き延ばしに特徴づけられる大きな塑性変形が見られた。この現象の発生は水環境および温度の上昇による樹脂の変形機構の変化との関係が深いと考えられる。PEEK は疎水性の樹脂であり、高速引張試験や、樹脂の挙動が影響するせん断、圧縮試験への水環境の影響もほとんどない[6,10]。クリープの発生の可能性もあるが、50℃程度の温度では小規模クリープ以外は考えにくいであろう[11,12]。一方、高分子材料では、応力をかけると環境によって環境応力割れ (Environmental stress cracking) という現象が発生することが報告されており[13,14]、ポリエチレンの環境応力割れの破面は本研究での観察結果と類似している[15]。また、Newaz and Mall[16]は、93℃大気中でのき裂伝ば試験において、き裂先端に常温ではみられない Process zone の形成を観察しており、この Process zone の進展は通常のべき乗のき裂進展則に従わないことを報告している。この Process zone は Deformed zone, Craze-plastic zone, Failure zone 等

Table 6-4. Effects of environment on fracture surfaces.

	Environmemnt	Degree of ductility on fracture surface Region I / Region II
Static	Air 23 °C	Very large
Fatigue 10Hz	Air 23 °C	Very small
	Water 23 °C Prior immersion	Medium / Small
	Water 50 °C Prior immersion	Medium / Small
	Water 23 °C Moisture Conditioning	Large / Medium
Fatigue 2Hz	Air 23 °C	Very small
	Water 23 °C Prior immersion	Large
	Water 50 °C Prior immersion	Large

と呼ばれる密度の低下した損傷領域であるが、その形成の機構等はまだ明らかになっていない。さらに、Newaz and MallはこのProcess zoneが進展した領域で、本研究に類似した大きな塑性変形が破面に見られることを報告している。本研究において、水環境中、特に50℃水中において時間依存性の現象が見られたのも、環境応力割れ、Process zone形成、あるいはこれに類似の環境と応力が関連した機構が原因と推察されるが、その詳細は今後の研究課題である。

6・4 結言

本章では、CF／PEEK積層板のモードⅠ層間はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響につき検討した。また、繰返し速度を変えた実験結果から、環境の影響の機構を検討した。

(1) 繰返し速度10Hzにおける短期間の水環境の影響について、23℃、50℃水中とも、大気中と比べ疲労き裂伝ば抵抗の劣化は認められず、伝ば速度の速い領域で、逆に若干の伝ば速度の低下が見られた。また、べき乗の関係が折れ曲がり、この点を境として低伝ば速度側のほうが高伝ば速度側よりべき指数が小さくなった。さらに、実験の範囲では下限界の存在は認められなかった。

(2) 繰返し速度10Hzにおける長期間の水環境の影響について、高伝ば速度側では、応力比が高い場合若干の劣化が認められたが、低伝ば速度側では大気中より伝ば速度が低下した。CF／エポキシ積層板と比べ、CF／PEEK積層板は、水環境中でも損傷許容性が非常に高い。

(3) 繰返し速度2Hzと10Hzの試験結果を比較することによって、水中では時間依存性の現象が発生していることが明らかとなった。また、破面観察からも、時間依存性の現象が見られる領域で、静的破面に類似した大きな塑性変形が認められた。

付録 き裂伝ば挙動のエネルギー解放率範囲による整理

CFRP積層板の破壊力学的取り扱い、破壊靱性、疲労き裂伝ば挙動とも、一般にはエネルギー解放率をパラメータとして取り扱われることが多い。しかし、

第5章で述べたように、CF/PEEK積層板の応力比依存性は ΔG では整理できず、また、その物理的な意味も明確ではなかった。そこで、本章では等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} を用いて水中でのき裂伝ば挙動を整理し、Figs. 6-6～6-11に示した。本付録では、従来の他の報告との比較を簡単にするため、これらの図をエネルギー解放率範囲 ΔG をパラメータとして整理しなおし、Figs. 6-18～6-23に示した。なお、第5章と同様、 $G \propto K^2$ の関係があるため、 $da/dN - \Delta K_{eq}$ の図では横軸は縦軸の8倍としたが、 $da/dN - \Delta G$ の図では横軸は縦軸の4倍とした。また、第5章で示したように、APC-2積層板では $da/dN - \Delta G$ 関係には大きな応力比依存性があるため、ここでは $R=0.2$ のデータのみを示した。したがって、環境の影響の傾向は、 ΔK_{eq} での整理とほとんど同じである。

参考文献

- (1) 松井醇一，航空宇宙材料としての炭素繊維及びその複合材料の進歩，第15回航空宇宙材料シンポジウム講演集，47-53 (1985)。
- (2) Kar, R. J., Herfert, R. E., and Kessler, R. T., Fractographic and Microstructural Examination of Compression Failures in Wet Compression Graphite/Epoxy Coupons, "Composite Materials: Testing and Design (Seventh Conference)", ASTM STP 893, 140-157 (1986)。
- (3) Odagiri, N., Muraki, T., and Tobukuro, K., Toughness Improved High Performance TORAYCA Prepreg T800H/3900 Series, 33rd Int. SAMPE Symposium, 272-283 (1988)。
- (4) Wang, Q., and Springer, G. S., Moisture Absorption and Fracture Toughness of PEEK Polymer and Graphite Fiber Reinforced PEEK, J. Compos. Mater. 23, 434-447 (1989)。
- (5) Grayson, M. A., and Wolf, C. J., The Solubility and Diffusion of Water in Poly(Aryl-Ether-Ether-Ketone)(PEEK), J. Polymer Sci.: Part B:, Polymer Physics, 25, 31-41 (1987)。

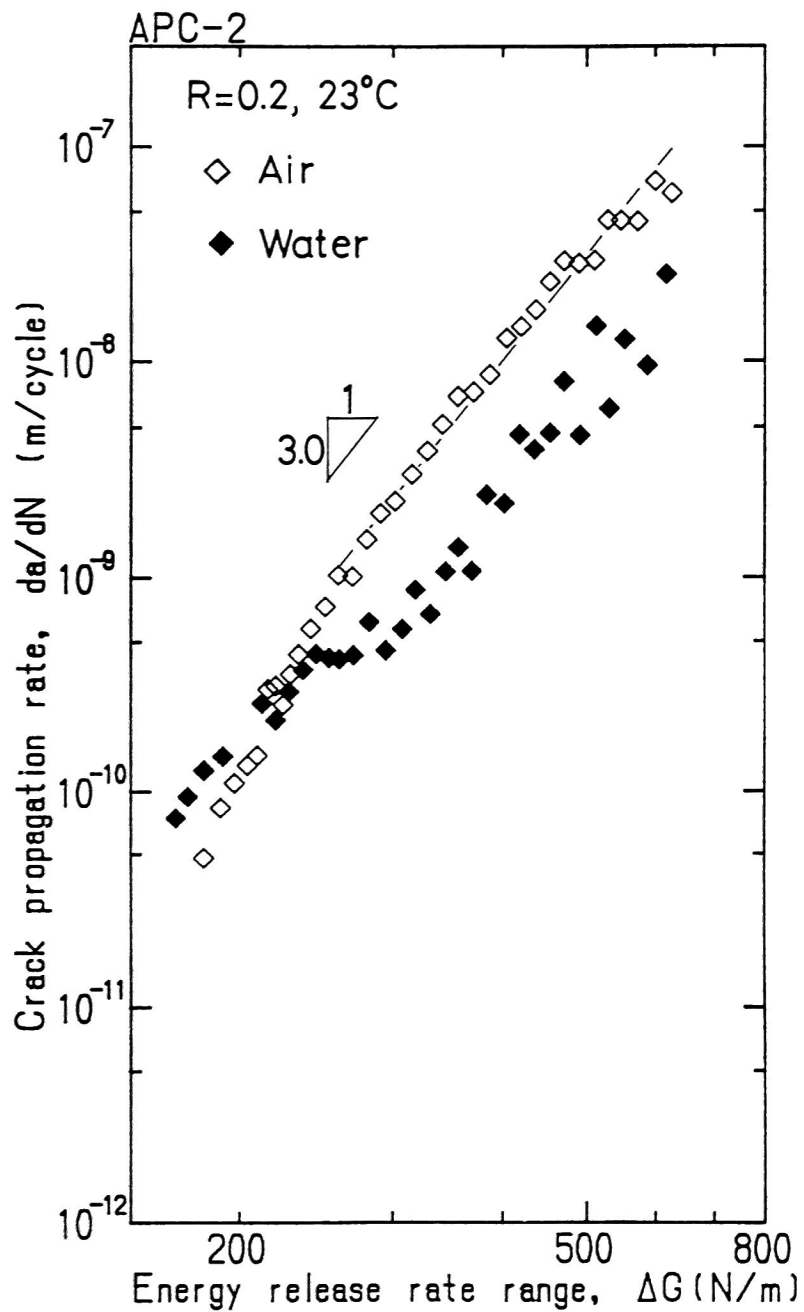


Fig. 6-18. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in air and in water at 23°C after prior immersion (10 Hz).

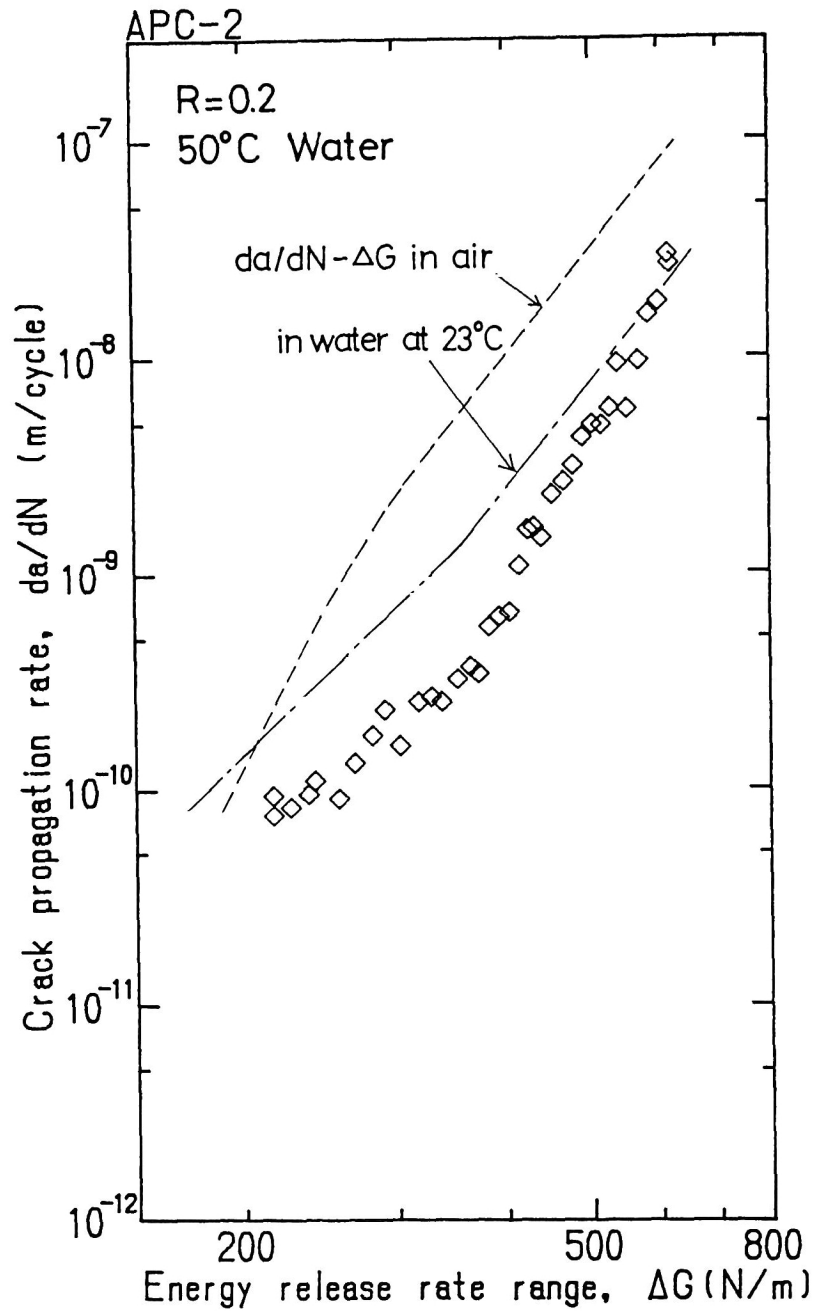


Fig. 6-19. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in water at 50 °C after prior immersion (10 Hz).

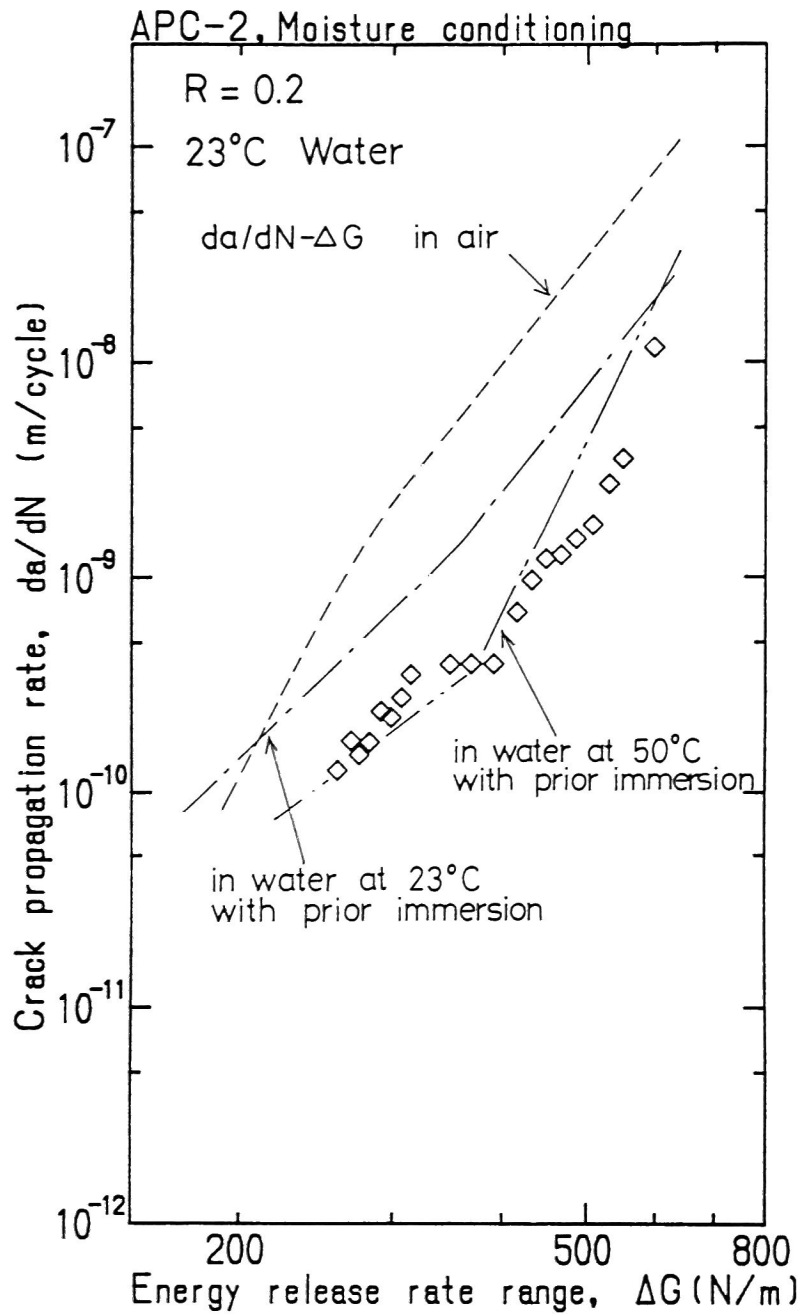


Fig. 6-20. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in water at 23 °C with moisture conditioning (10 Hz).

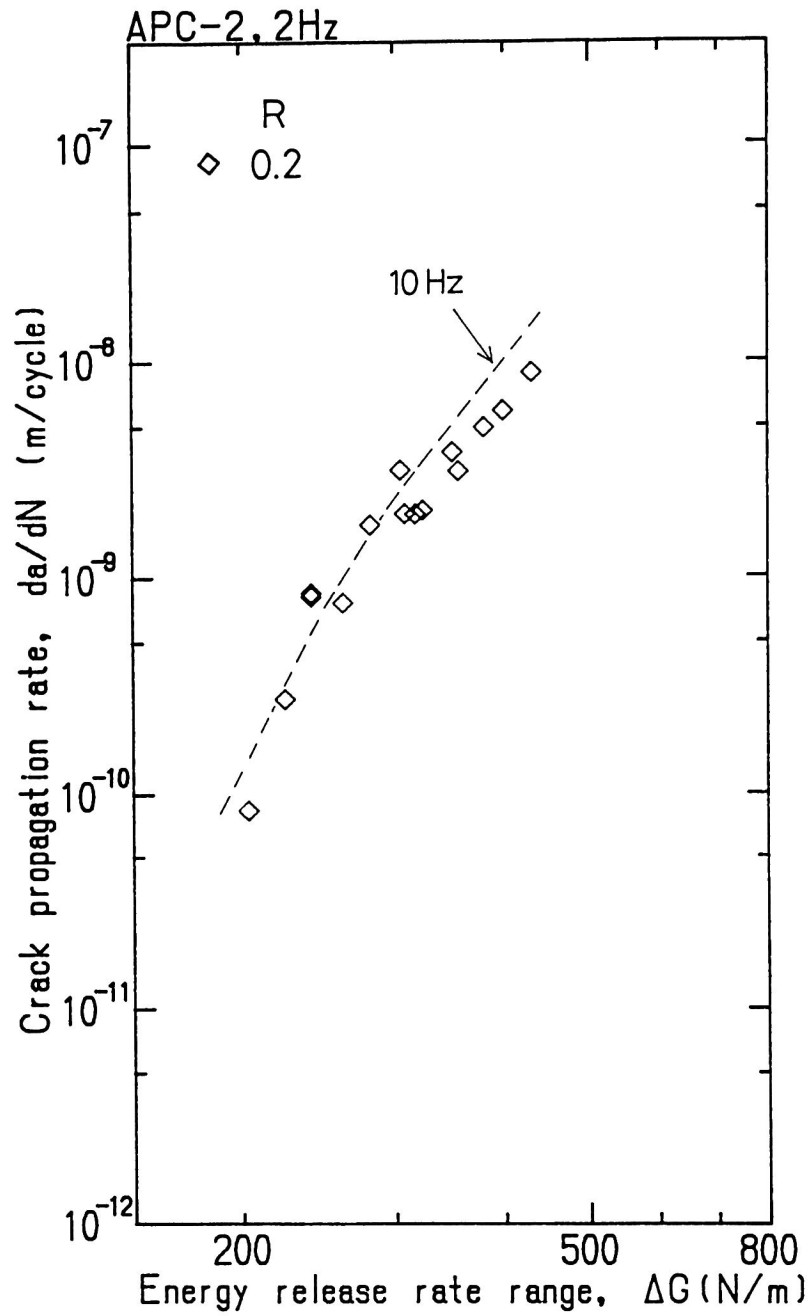


Fig. 6-21. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in air at 23 °C (2 Hz).

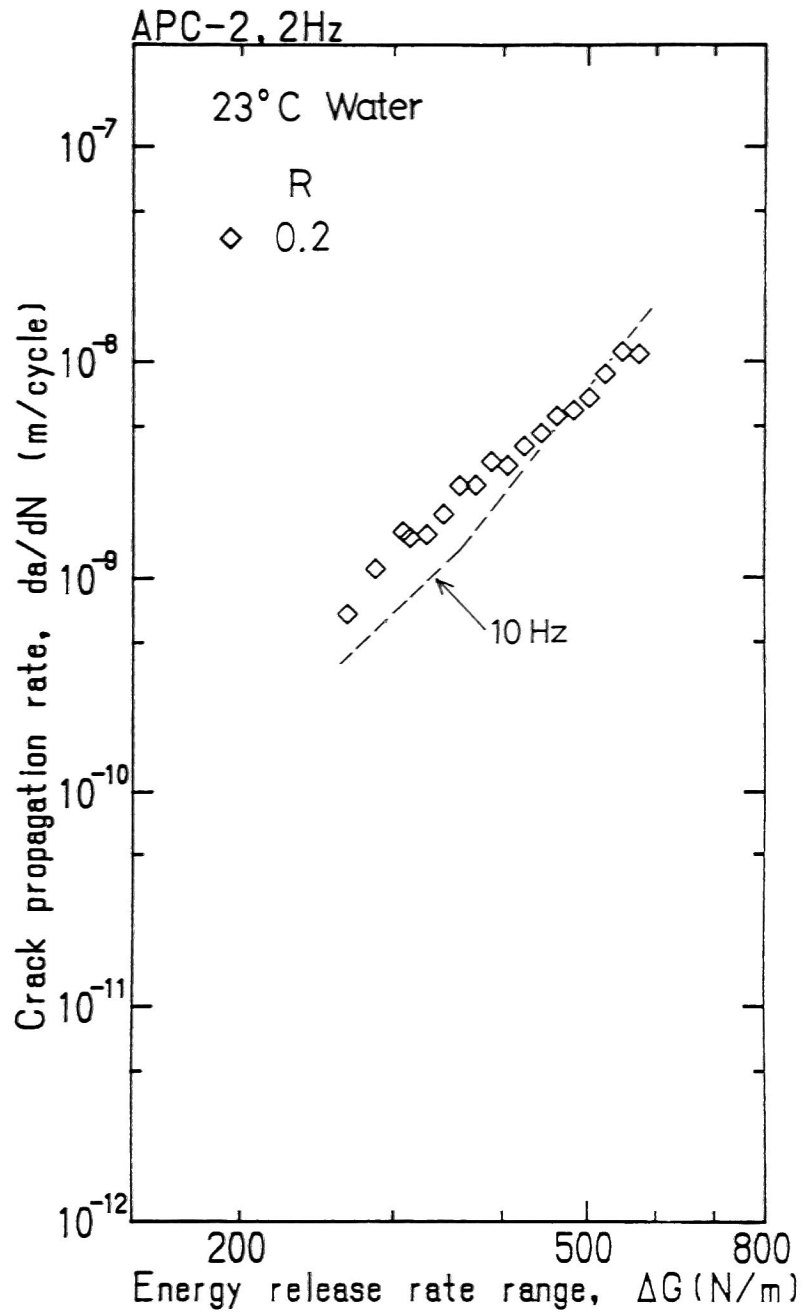


Fig. 6-22. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in water at 23°C after prior immersion (2 Hz).

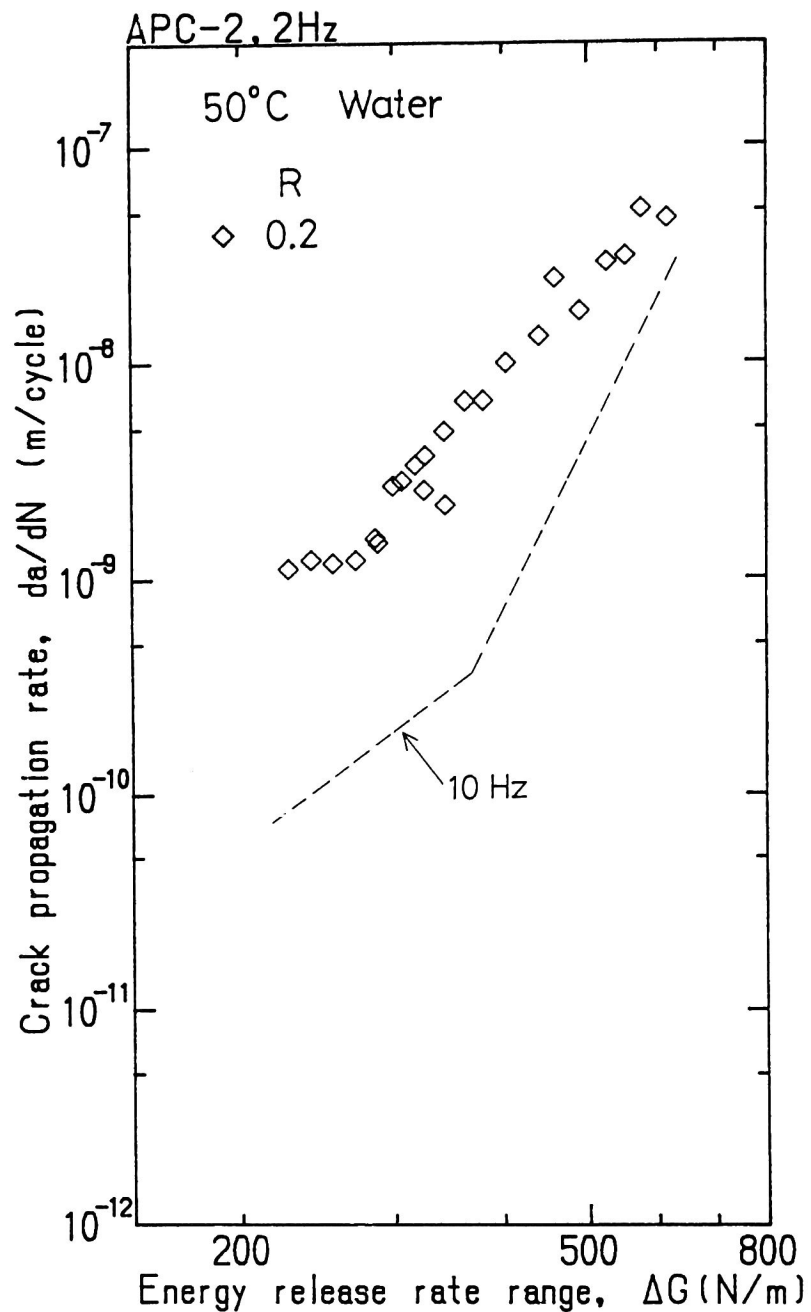


Fig. 6-23. Relation between crack propagation rate and energy release rate range in water at 50 °C after prior immersion (2 Hz).

- (6) Dickson, R. F., Jones, C. J., Harris, B., Leach, D. C., and Moore, D. R., The Environmental Fatigue Behaviour of Carbon Fibre Reinforced Polyether Ether Ketone, J. Mat. Sci., 20, 60-70 (1985).
- (7) Irwin, G. R., Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness, Proc. Seventh Sagamore OMR Conf., IV, p.63 (1960) Syracuse Univ.
- (8) Rice, J. R., Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue, "Fatigue Crack Propagation", ASTM STP 415, 247-311 (1967).
- (9) Crick, R. A., Leach, D. C., Meakin, P. J., and Moore, D. R., Interlaminar Fracture Morphology of Carbon Fibre/PEEK Composites, J. Mat. Sci., 22, 2094-2104 (1987).
- (10) 南雲隆, 中村裕之, 葭田雄二郎, 平岡康一, PEEKマトリックス複合材料の評価, 第17回FRPシンポジウム前刷, 9-12 (1988).
- (11) Ogale, A. A., and McCullough, R. L., Influence of Microstructure on Elastic and Viscoelastic Properties of Polyether Ether Ketone, Compos. Sci. Tech., 30, 185-201 (1987).
- (12) Kim, R. Y., and Hartness, J. T., Time-Dependent Response of AS-4/PEEK Composite, 19th Int. SAMPE Tech. Conf., 468-475 (1987).
- (13) 横堀武夫監修, 成沢郁夫著, "高分子材料強度学", 第11章, 273-279 (1982) オーム社.
- (14) Friedrich, K., Fractography and Failure Mechanisms of Unfilled and Short Fiber Reinforced Semi-crystalline Thermoplastics, "Fractography and Failure Mechanisms of Polymers and Composites", Roulin-Moloney, A. C., Ed., 437-494 (1989) Elsevier.
- (15) Lustiger, A., and Markham, R. L., Importance of Tie Molecules in Preventing Polyethylene Fracture Under Long-term Loading Conditions, Polymer, 24, 1647-1654 (1983).

- (16) Newaz, G. M., and Mall, S., Relaxation-Controlled Cyclic Delamination Growth in Advanced Thermoset and Thermoplastic Composites at Elevated Temperature, J. Compos. Mat., 23, 133-145 (1989).

第 7 章 C L S 試験片のエネルギー解放率 の非線形解析

7・1 緒言

炭素繊維強化プラスチック（CFRP：Carbon fiber reinforced plastics）は、一方向強化の単層板（ラミナ：Lamina）では力学的異方性が著しいため、一般に繊維方向を変えたラミナを積層して斜交積層、直交積層、又は疑似等方積層板の形で用いられることが多い。また、積層構成を設計要求に応じて最適化することも行われている[1]。このような積層板は、面外（板厚）方向には強化されておらず、かつ、面内荷重を受ける場合、自由縁近傍の積層界面に面外応力が生じるため、層間はく離の形で破壊を生じやすい。

層間はく離をき裂と考えると、その変形モードは一般にモードⅠとモードⅡおよびモードⅢの混合モードになる[2]。破壊力学的評価のためには、各モードとともに、それらの混合モードの試験法が必要となる。モードⅠのき裂伝ば挙動にはDCB（Double cantilever beam）試験片[3-8]、モードⅡのき裂伝ば挙動にはENF（End-notched flexure）試験片[6, 7, 9]が一般に用いられる。これに対し、モードⅠとモードⅡの混合モードについてはCLS（Cracked lap shear）試験片[3, 6, 8, 10-13]、EDT（Edge delamination tension）試験片[14]等が提案されている。CLS試験片は、接着剤の破壊力学的評価に用いられていた方法で[10, 12, 13]、CFRP積層板の破壊靱性、疲労き裂伝ば特性の評価にはWilkinsら[3]が最初に応用を試みている。EDT試験片は積層板での層間応力の発生を応用した破壊力学試験法で、O'Brienら[14]が最初に提案を行っている。混合モードの疲労き裂伝ば試験には、この両者の試験法のうち、直接き裂長さを測定できるCLS試験片が適していると考えられる。

DCB、ENF試験片はCFRP積層板を対象として破壊力学試験に幅広く使われ、その有限要素解析等も行われている[15, 16]。これに対して混合モードのCLS試験片の解析は十分には行われていない。厳密解は無限大の長さの試験片の全エネルギー解放率についてのみ求まっている[12]。エネルギー解放率のモードⅠ

とモードⅡの成分比については、試験片の板厚の薄い部分が厚い部分の1/2の場合についてのみ、材料力学的な解析の結果でもほぼ正確な値を与えるが[10, 11]，一般には有限要素法等による数値解析が必要である。さらに、CLS試験片は荷重軸に対して試験片が非対称なため、仮想き裂閉口法によるエネルギー解放率のモードⅠおよびモードⅡ成分への分離には、幾何学的な非線形性を考慮した有限要素解析が必要なことも指摘されている[11]。

本章では、はりの問題と線形有限要素解析を組合せ、CLS試験片の幾何学的非線形を考慮した解析を行った。

7・2 CLS試験片

本章で述べる解析は一般的なものであるが、ここではFig. 7-1に示すCLS試験片を対象として解析を進めることとする。この試験片の厚い部分の板厚が1.15mm，薄い部分の板厚が0.64mmである。試験片の取り付け時に、試験片に曲げモーメントが生じないように、上側のタブ厚は、表裏で変えてある。また、解析には第3章と同じCF／エポキシ積層板を想定して、次の弾性定数を用いた。

$$E_1 = 138 \text{ GPa}, E_2 = E_3 = 10 \text{ GPa}$$

$$G_{12} = 3.6 \text{ GPa}$$

$$\nu_{12} = \nu_{13} = 0.35$$

ここで、 E_i はヤング率、 G_{12} はせん断弾性率、 ν_{ij} はポアソン比である。

7・3 エネルギー解放率

き裂を持つ弾性体のエネルギー解放率 G は、コンプライアンス λ のき裂長さ a に対する変化から次式で求まる。

$$G = P^2 d\lambda / 2 dA \quad (7-1)$$

ここで P は荷重、 A はき裂の面積である。式(7-1)を用いることによって、解析的にも、実験的にもエネルギー解放率を求めることができる。ただし、この式

では全エネルギー解放率が求まるのみであり、混合モードでのモードⅠ成分 G_I ,
 モードⅡ成分 G_{II} の算出には後述する別の方法が必要である。

まず、初等的な C L S 試験片の解析として、材料力学的に荷重方向の変形のみ
 を考慮して全エネルギー解放率を求めることを試みた。 Fig. 7-2 に試験片のき
 裂近傍の模式図を示す。実験では、つかみ具やタブの変形を除くため、図のよう
 に変位計を取り付け、試験片のコンプライアンス λ のき裂長さに対する変化を求

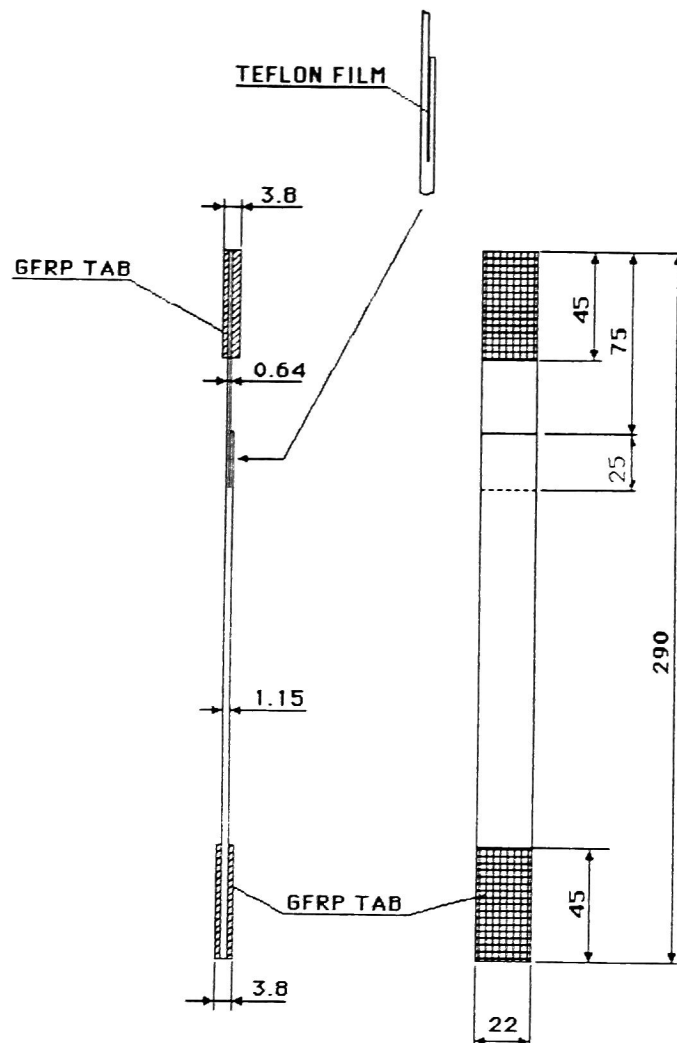


Fig. 7-1. The $(0)_9/(0)_5$ CLS specimen.

める。変位計で測定される伸び Δ と荷重の関係は次のようになる。

$$\Delta = P \{ a_0 / E_1 t_1 b + (L_0 - a_0) / E_1 t_0 b \} \quad (7-2)$$

ここで L_0 は変位計のゲージ長、 a_0 は変位計の上方のエッジからき裂先端までの距離、 t_0 は厚い部分の板厚、 t_1 は薄い部分の板厚である。コンプライアンス $\lambda (= \Delta / P)$ は次式となる。

$$\lambda = \{ a_0 (1 / t_1 - 1 / t_0) + L_0 / t_0 \} / E_1 b \quad (7-3)$$

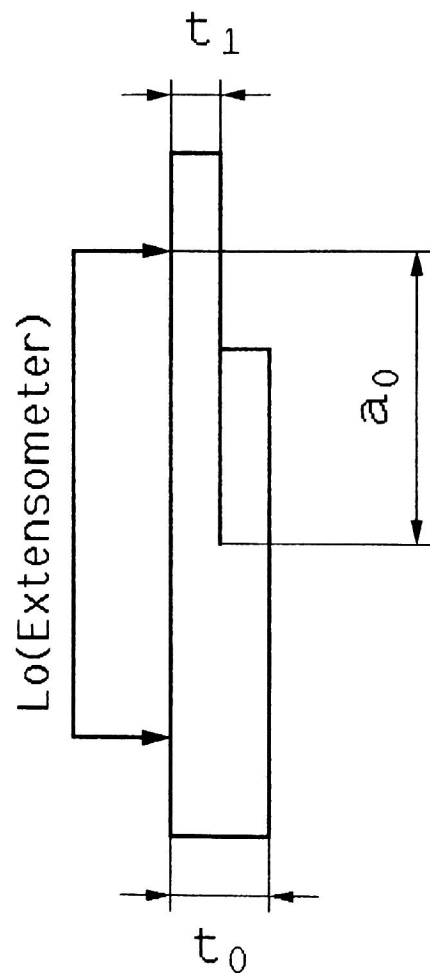


Fig. 7-2. Setup for compliance measurements.

したがって λ を a_0 で微分すると,

$$d\lambda / da_0 = (1/t_1 - 1/t_0) / E_1 b \quad (7-4)$$

となり, 式(7-4)を式(7-1)に代入し, $dA = b da_0$ を用いると,

$$G = (P/b)^2 (1/t_1 - 1/t_0) / 2 E_1 \quad (7-5)$$

となる. すなわち, 初等解法ではC L S 試験片のエネルギー解放率はき裂長さに依存しない.

式(7-1)に基づくエネルギー解放率の算出では, エネルギー解放率のモード I, モード II 成分の分離が行えない. G_I , G_{II} を求めるためには有限要素解析によってき裂近傍の荷重と変位を求めることが必要である. C L S 試験片は荷重軸に対して非対称なため, 正確なモード成分の分離のためには, 非対称性に起因する試験片の幾何学的非線形性を考慮した解析が必要となる[11].

非線形解析の方法として, 1 時には試験片全体を対象として, 幾何学的な非線形有限要素解析を行う方法もあるが[8, 10, 11], 第2の方法として, ここでは軸荷重を受けるはりの問題として解析し, この解析解の断面荷重とモーメントを境界条件として, き裂近傍の領域を線形の有限要素解析で求める方法を適用した[11]. はりの解析と線形有限要素解析の接続には, Gillespieら[17], Withcomb[18]と同様の手法を用いた.

7・4 はりの解析

C L S 試験片において, Fig. 7-2 でき裂の右側のはく離した部分, すなわち, 板厚が $(t_0 - t_1)$ の部分は荷重を受け持たないと仮定すると, C L S 試験片はFig. 7-3 (a)のような偏心して接続された2つのはりのようにモデル化される. ここで左側の板厚の薄い部分をはり1, 右側の板厚の厚い部分をはり2と呼ぶことにする. つかみ具は試験片の横方向および回転に対して剛と仮定する. すなわち, 境界条件として, 試験片の両端ではりのたわみおよびたわみ角が0と考える. はりの接続部の偏心量 e が, 曲げモーメントとせん断変形をもたらす.

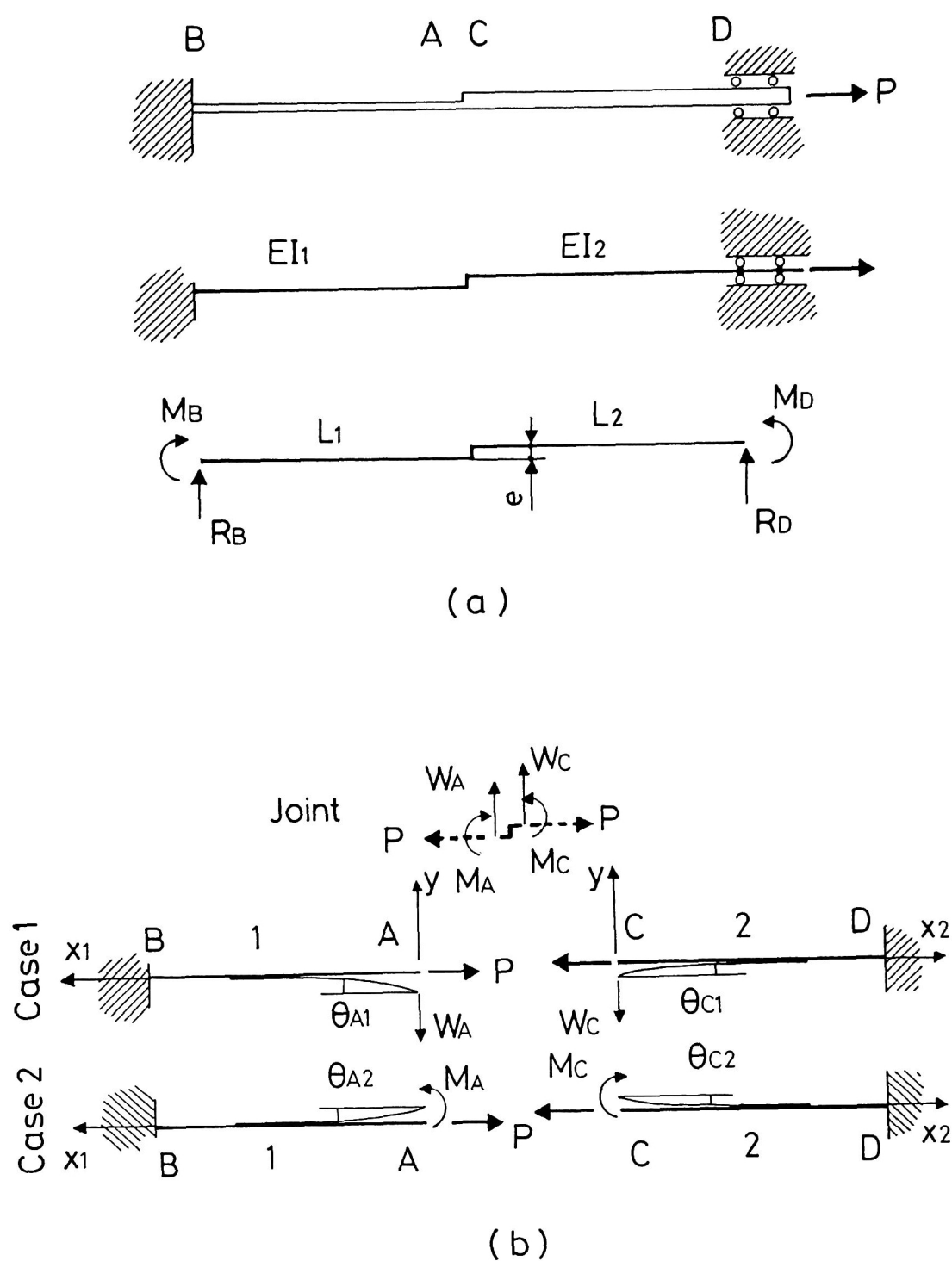


Fig. 7-3. Tie rod model of the CLS specimen. The peeled off regions are neglected which leads to the beam model of (a). (b) shows the division of the beam model into two straight beams and a joint.

この場合、Timoshenkoらの解析によると、軸荷重 P はたわみと相互作用を持ち、たわみを減少させるように働く [19].

Fig. 7-3 (a)のモデルをFig. 7-3 (b)のように横荷重と軸荷重 (Case 1) およびモーメントと軸荷重 (Case 2) を受けるまっすぐなはりの問題の重ね合わせで解くことを考える. Fig. 7-3 (b)のように、はりの接続部に働く横荷重が W_A , W_C , モーメントが M_A , M_C である. ここではRoark and Young の軸荷重と横荷重を同時に受ける場合の解析結果を用い [20], C L S 試験片の解析を進めた. まず、はりの接続部での荷重およびモーメントのつりあいの条件は次式となる.

$$W_C = -W_A \quad (7-6)$$

$$M_A - M_C = -P e \quad (7-7)$$

軸荷重を受けるはりの自由端に集中荷重を受ける場合 (Case 1), Fig. 7-3 (b)の A, C でのはりの傾き θ と変位 v は次式のように求まる [20].

$$\theta_{A1} = W_A (1 - 1 / \cosh k_1 L_1) / P \quad (7-8)$$

$$v_{A1} = -W_A (L_1 - (1 / k_1) \tanh k_1 L_1) / P \quad (7-9)$$

$$\theta_{C1} = W_C (1 - 1 / \cosh k_2 L_2) / P \quad (7-10)$$

$$v_{C1} = -W_C (L_2 - (1 / k_2) \tanh k_2 L_2) / P \quad (7-11)$$

また、軸荷重を受けるはりの自由端に集中モーメントを受ける場合 (Case 2), Fig. 7-3 (b)の A, C でのはりの傾き θ と変位 v は次式のように求まる [20].

$$\theta_{A2} = - (M_A k_1 \tanh k_1 L_1) / P \quad (7-12)$$

$$v_{A2} = M_A (1 - 1 / \cosh k_1 L_1) / P \quad (7-13)$$

$$\theta_{C2} = - (M_C k_2 \tanh k_2 L_2) / P \quad (7-14)$$

$$v_{C2} = M_C (1 - 1 / \cosh k_2 L_2) / P \quad (7-15)$$

ここで $k_1 = \sqrt{(P / E_1 I_1)}$, $k_2 = \sqrt{(P / E_1 I_2)}$ である. また, I_1 , I_2 は C L S 試験片の薄い部分および厚い部分の断面 2 次モーメントである. Case 1 と Case 2 を重ね合わせると、はりの傾き θ と変位 v は次のように求まる.

$$\begin{aligned}
\theta_A &= \theta_{A1} + \theta_{A2} \\
&= W_A (1 - 1 / \cosh k_1 L_1) / P - (M_A k_1 \tanh k_1 L_1) / P
\end{aligned} \tag{7-16}$$

$$\begin{aligned}
\theta_C &= \theta_{C1} + \theta_{C2} \\
&= W_C (1 - 1 / \cosh k_2 L_2) / P - (M_C k_2 \tanh k_2 L_2) / P
\end{aligned} \tag{7-17}$$

$$\begin{aligned}
V_A &= V_{A1} + V_{A2} \\
&= -W_A (L_1 - (1 / k_1) \tanh k_1 L_1) / P \\
&\quad + M_A (1 - 1 / \cosh k_1 L_1) / P
\end{aligned} \tag{7-18}$$

$$\begin{aligned}
V_C &= V_{C1} + V_{C2} \\
&= -W_C (L_2 - (1 / k_2) \tanh k_2 L_2) / P \\
&\quad + M_C (1 - 1 / \cosh k_2 L_2) / P
\end{aligned} \tag{7-19}$$

また，はりの接続部での変位および傾きが連続な条件から，

$$\theta_A = -\theta_C \tag{7-20}$$

$$V_A = V_C \tag{7-21}$$

となる．式（7-6），（7-7），（7-16）～（7-21）から M_A ， M_C ， W_A ， W_C ， θ_A ， V_A を求めることができる．まず，式（7-6），（7-18），（7-19），（7-21）から，

$$\begin{aligned}
&-W_A (L_1 + L_2 - (1 / k_1) \tanh k_1 L_1 - (1 / k_2) \tanh k_2 L_2) \\
&+ M_A (1 - 1 / \cosh k_1 L_1) - M_C (1 - 1 / \cosh k_2 L_2) = 0
\end{aligned} \tag{7-22}$$

となる．また，式（7-6），（7-16），（7-17），（7-20）から，

$$\begin{aligned}
&W_A (1 / \cosh k_2 L_2 - 1 / \cosh k_1 L_1) \\
&- M_A k_1 \tanh k_1 L_1 - M_C k_2 \tanh k_2 L_2 = 0
\end{aligned} \tag{7-23}$$

となる。したがって、式 (7-7), (7-22), (7-23) の連立方程式は次のように行列で表される。ここで $L = L_1 + L_2$ とおいた。

$$\begin{bmatrix}
 0 & 1 & -1 \\
 -L + (1/k_1) \tanh k_1 L_1 & 1 - 1/\cosh k_1 L_1 & -1 + 1/\cosh k_2 L_2 \\
 + (1/k_2) \tanh k_2 L_2 \\
 1/\cosh k_2 L_2 & -k_1 \tanh k_1 L_1 & -k_2 \tanh k_2 L_2 \\
 -1/\cosh k_1 L_1
 \end{bmatrix}
 \begin{bmatrix}
 W_A \\
 M_A \\
 M_C
 \end{bmatrix}
 =
 \begin{bmatrix}
 -Pe \\
 0 \\
 0
 \end{bmatrix}
 \quad (7-24)$$

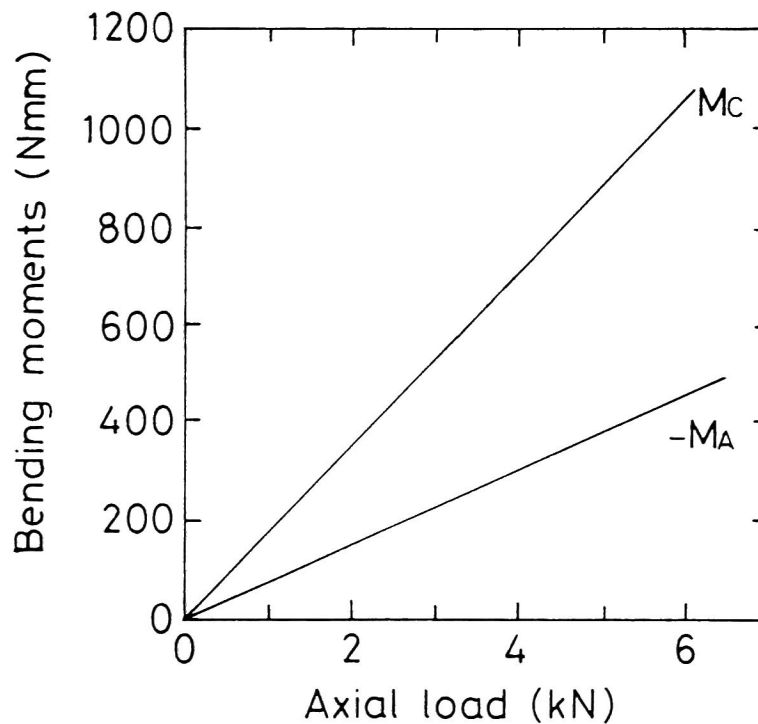


Fig. 7-4. Bending moments, M_A and M_C , at the joint of the beam model as a function of axial load P .

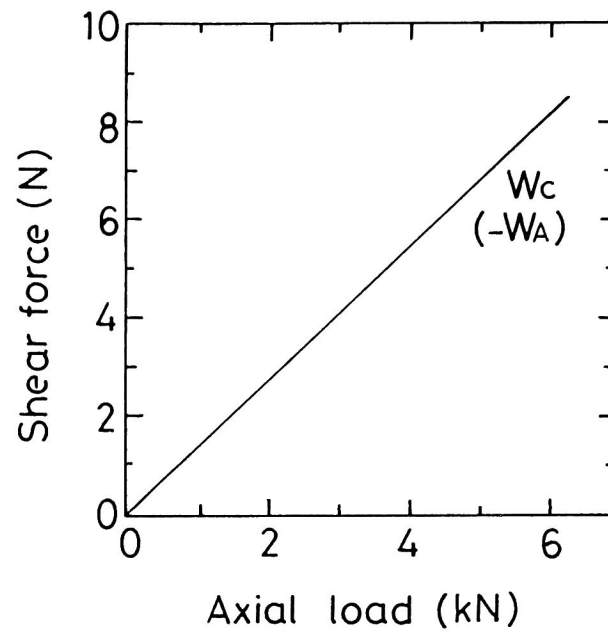


Fig. 7-5. Shear force, $-W_A$ and W_C , at the joint of the beam model as a function of axial load P .

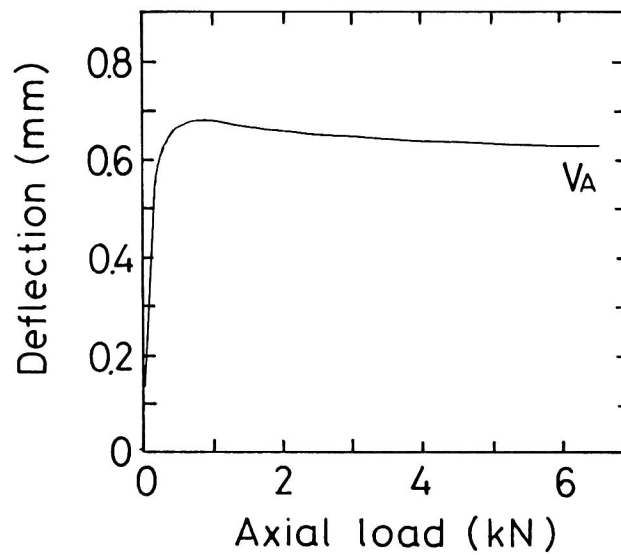


Fig. 7-6. Deflection V_A of the joint of the beam model as a function of axial load P .

この行列から解を陽に求めることも可能であるが、解が非常に複雑になる。ここでは簡便に数値計算で逆行列を求め、解 M_A , M_C , W_A を求めた。 M_A , M_C , W_A の軸荷重 P に対する変化を Figs. 7-4, 7-5 に示す。モーメントおよび横荷重は P に対してほぼ線形的に増大する。式 (7-18) を用いて接続部の変位を求めた結果を Fig. 7-6 に示す。 Figs. 7-4, 7-5 と異なり、変形は P に対して非線形となり、軸荷重による変位の拘束が明らかである。なお、Fig. 7-4 ~ 7-6 の関係は、き裂先端がタブに近い場合を除いてほぼ同じ関係が得られた。

ここで、はりの接続部からはり 1 およびはり 2 の方向にはりに沿った座標軸を x_1 , x_2 と定める。はりの任意の位置でのモーメントは次式となる [20]。

$$\begin{aligned} M_1(x_1) = & M_A \cosh k_1 x_1 - (W_A / k_1) \sinh k_1 x_1 \\ & + (1 / k_1) \sinh k_1 x_1 \{ W_A (\cosh k_1 L_1 - 1) - M_A k_1 \sinh k_1 L_1 \} / \cosh k_1 L_1 \end{aligned} \quad (7-25)$$

$$\begin{aligned} M_2(x_2) = & M_C \cosh k_2 x_2 - (W_C / k_2) \sinh k_2 x_2 \\ & + (1 / k_2) \sinh k_2 x_2 \{ W_C (\cosh k_2 L_2 - 1) - M_C k_2 \sinh k_2 L_2 \} / \cosh k_2 L_2 \end{aligned} \quad (7-26)$$

この式の表現を整理すると、次式となる。

$$M_1(x_1) = \{ M_A \cosh k_1 (L_1 - x_1) - (W_A / k_1) \sinh k_1 x_1 \} / \cosh k_1 L_1 \quad (7-27)$$

$$M_2(x_2) = \{ M_C \cosh k_2 (L_2 - x_2) - (W_C / k_2) \sinh k_2 x_2 \} / \cosh k_2 L_2 \quad (7-28)$$

この両式の結果はき裂近傍の有限要素解析の境界条件を求めるために用いられる。

Fig. 7-7 は式 (7-27), (7-28) で求まる C L S 試験片の曲げモーメントの分布を示したものである。荷重が高くなるにつれ、き裂近傍（はりの接続部）での曲げモーメント M_1 , M_2 は著しく大きくなるが、き裂先端からの距離 x_i ($i = 1, 2$) が大きくなるにつれ、急激に減少し、0 に近くなる。荷重

が高いほど、若干 0 に近づくのがはやい。試験片の板厚の薄い部分（はり 1）ではき裂先端から 20mm、厚い部分（はり 2）ではき裂先端から 40mm で、曲げモーメントはほぼ 0 となる。すなわち、き裂の近傍以外ではモーメントはほぼ 0 で、これに比例する曲率も 0 であることを示している。この結果は、試験片はほぼまっすぐなはりとして軸方向に変形し、式（7-2）を導いた仮定は正しかったことを示している。

上述の解析で求めた曲げモーメントと横荷重は、試験片のひずみエネルギーにも寄与し、エネルギー解放率の算出にも影響を及ぼす。そこでこの影響を以下のように解析した。はり 1、はり 2 のひずみエネルギーは次式で表される。

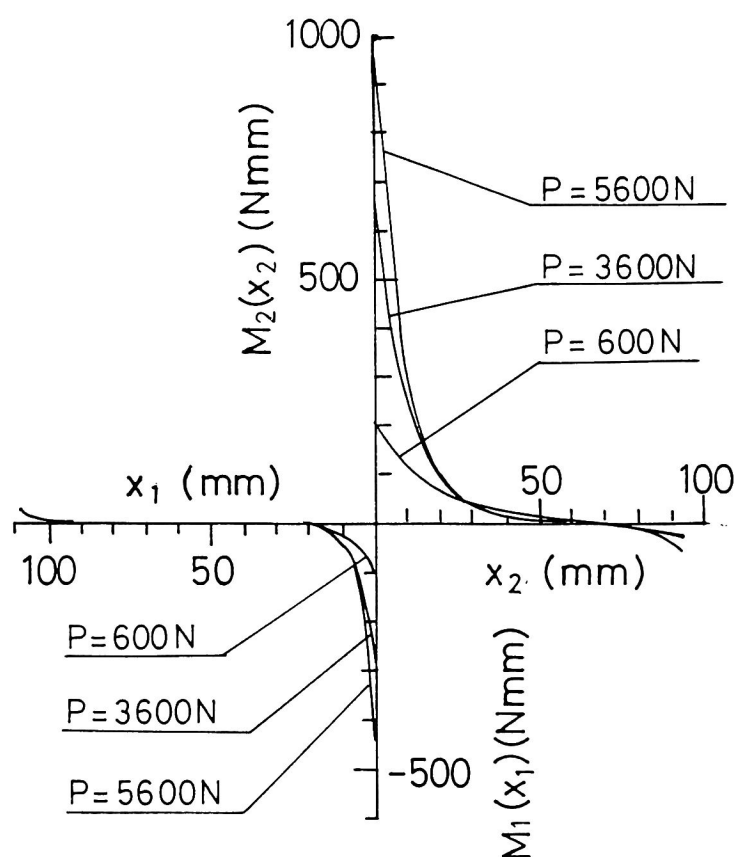


Fig. 7-7. Distribution of the bending moment along the CLS specimen. Distance from the tabs of the thin section to the crack tip (joint) is 107 mm.

$$U_1 = \int_0^{L_1} \{ P^2/2 E_1 A_1 + W_R^2/2 G_{12} A_1 + M_1^2/2 E_1 I_1 \} dx_1 \quad (7-29)$$

$$U_2 = \int_0^{L_2} \{ P^2/2 E_1 A_2 + W_C^2/2 G_{12} A_2 + M_2^2/2 E_1 I_2 \} dx_2 \quad (7-30)$$

計算を簡単にするため、式（7-29）、（7-30）の各項を次式のように表し、個別に計算を求める。

$$U_1 = U_{P1} + U_{W1} + U_{M1} \quad (7-31)$$

$$U_2 = U_{P2} + U_{W2} + U_{M2} \quad (7-32)$$

ここで、

$$U_{P1} = \int_0^{L_1} (P^2/2 E_1 A_1) dx_1 = P^2 L_1 / 2 E_1 A_1 \quad (7-33)$$

$$U_{W1} = \int_0^{L_1} (W_R^2/2 G_{12} A_1) dx_1 = W_R^2 L_1 / 2 G_{12} A_1 \quad (7-34)$$

$$\begin{aligned} U_{M1} &= \int_0^{L_1} (M_1^2/2 E_1 I_1) dx_1 \\ &= [M_R^2(\sinh k_1 L_1 + k_1 L_1 / \cosh k_1 L_1) / (2 k_1) \\ &\quad + W_R^2(\sinh k_1 L_1 - k_1 L_1 / \cosh k_1 L_1) / (2 k_1^3) \\ &\quad - M_R W_R L_1 \tanh k_1 L_1 / k_1] / (2 E_1 I_1 \cosh k_1 L_1) \end{aligned} \quad (7-35)$$

$$U_{P2} = \int_0^{L_2} (P^2/2 E_1 A_2) dx_2 = P^2 L_2 / 2 E_1 A_2 \quad (7-36)$$

$$U_{W2} = \int_0^{L_2} (W_C^2/2 G_{12} A_2) dx_2 = W_C^2 L_2 / 2 G_{12} A_2 \quad (7-37)$$

$$\begin{aligned} U_{M2} &= \int_0^{L_2} (M_2/2 E_1 I_2) dx_2 \\ &= [M_C^2(\sinh k_2 L_2 + k_2 L_2 / \cosh k_2 L_2) / (2 k_2) \\ &\quad + W_C^2(\sinh k_2 L_2 - k_2 L_2 / \cosh k_2 L_2) / (2 k_2^3) \\ &\quad - M_C W_C L_2 \tanh k_2 L_2 / k_2] / (2 E_1 I_2 \cosh k_2 L_2) \end{aligned} \quad (7-38)$$

これによって、曲げモーメントおよび横荷重を考慮したエネルギー解放率の算出が可能となる。エネルギー解放率はき裂長さが L_1 , $L_1 + \Delta L$ でのひずみエネルギーの差をき裂面積の増分 $b \Delta L$ で割ることによって求まる。

$$G = \{U_1(L_1 + \Delta L) + U_2(L_2 - \Delta L) - U_1(L_1) - U_2(L_2)\} / b \Delta L \quad (7-39)$$

$\Delta L = 0.1, 0.2, 0.3 \text{ mm}$ として、式(7-39)を用いてエネルギー解放率 G を求めたところ、 G の ΔL 依存性はほとんどなかった。結果を Fig. 7-8 に示す。図には積層構成が相似で、総積層数の異なる3種類、(厚い部分/薄い部分) = $(0)_9/(0)_5$, $(0)_{18}/(0)_{10}$, $(0)_{27}/(0)_{15}$ を比較した。ここまで解析の対象とした、板厚の薄い $(0)_9/(0)_5$ の場合、計算結果は、図中の実線のように試験片の中央部ではほぼ一定の値となり、式(7-5)の非線形性を考慮しない初等解法と

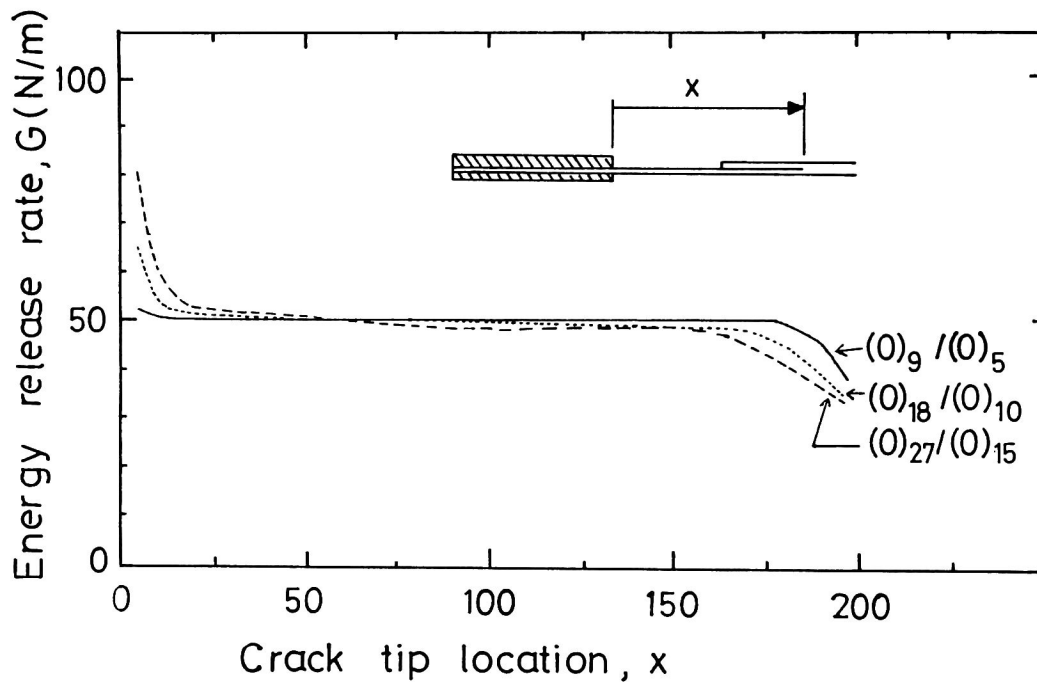


Fig. 7-8. Total energy release rate G as a function of crack tip location for $(0)_9/(0)_5$, $(0)_{18}/(0)_{10}$ and $(0)_{27}/(0)_{15}$ -CLS specimens. The crack tip location is measured from the tab at the thin section.

一致した。すなわち、 $L = 20 \sim 170 \text{ mm}$ の広範囲の領域で G は一定となり、曲げモーメントおよび横荷重の影響は無視できた。き裂がつかみ部に近い場合は、図のように非線形性の影響が出た。板厚の厚い $(0)_{18}/(0)_{10}$, $(0)_{27}/(0)_{15}$ では、 G が一定の領域は $L = 120 \sim 150 \text{ mm}$ のわずかの領域となり、しかも、その値は式(7-5)より若干低くなった。したがって、CLS試験片の利用に当たっては、比較的薄い試験片を用いれば、 G が広範囲のき裂長さに対して一定となり、かつ初等解放の値と一致することが明らかとなった。なお、Fig. 7-8の $(0)_{18}/(0)_{10}$, $(0)_{27}/(0)_{15}$ の G の算出においては、式(7-5)で $(0)_9/(0)_5$ と同一の G を与える荷重を負荷した場合の計算を行った。

7・5 モードⅠ，モードⅡ成分の算出

モードⅠ，モードⅡ成分の分離には、有限要素解析を用いる。ここで、CLS試験片の変形の幾何学的非線形性を考慮するため、前述のCLS試験片の非線形解析の結果を用いてき裂先端の近傍の断面力およびモーメントを求め、これを境界条件としてき裂の両側3mmの領域のみ有限要素解析を行う手法を用いた(Fig. 7-10参照)。ここでは、き裂閉口法[21]を改良した手法で、1回の剛性行列の計算結果から次の3種の荷重の場合の解を求め、これから G_I ， G_{II} を求めた(Fig. 7-9参照)[22]。

1. 外力 P
2. モードⅠ方向のき裂閉口に要する力 F
3. モードⅡ方向のき裂閉口に要する力 Q

外力の作用する点での変位 p ，モードⅠの開口変位 f ，モードⅡの開口変位 q と P ， Q ， R の関係は次式となる。

$$\begin{bmatrix} p \\ q \\ f \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c_1 & c_2 & c_3 \\ c_2 & c_4 & c_5 \\ c_3 & c_5 & c_6 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} P \\ Q \\ F \end{bmatrix} \quad (7-40)$$

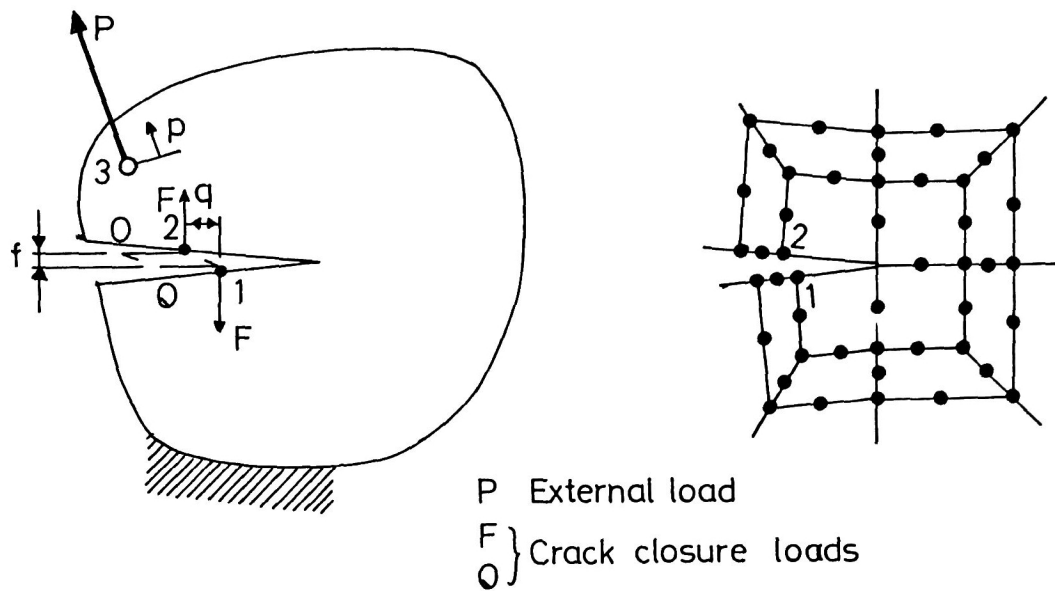


Fig. 7-9. Illustrating the three load cases used in the crack closure method for determining G_I and G_{II} .

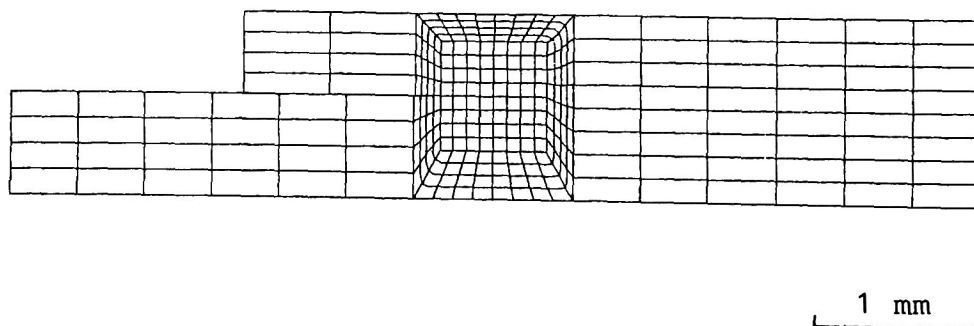


Fig. 7-10. Finite element model.

ここで $c_1 \sim c_6$ は影響係数で、荷重 P 、 F 、 Q として単位荷重を作用させた場合の変位から求まる。例えば $P = 1$ の時の外力の作用点の変位 $v_3 = c_1$ 、モード II の開口変位量 $u_2 - u_1 = c_2$ 、モード I の開口変位量 $v_2 - v_1 = c_3$ 等である。式 (7-40) でき裂を閉口させる ($q = f = 0$) と、次式となる。

$$\begin{bmatrix} Q \\ F \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c_2 c_6 - c_5 c_3 \\ c_3 c_4 - c_2 c_5 \end{bmatrix} P / (c_5^2 - c_4 c_6) \quad (7-41)$$

また、エネルギー解放率は次式となる。

$$G_I = F f / 2 \Delta A \quad (7-42)$$

$$G_{II} = Q q / 2 \Delta A \quad (7-43)$$

Table 7-1. Energy release rates G , G_I , G_{II} for the CLS specimen (Unidirectional T300/914). Distance between tabs and crack tips is 107 mm.

Load N	G_I^* N/m	G_{II}^* N/m	G N/m	G^{**} N/m	G_{II}/G
600	0.50	1.36	1.86	1.89	0.731
1100	1.77	4.63	6.40	6.44	0.723
1600	3.92	9.92	13.84	13.61	0.717
2100	7.03	17.30	24.33	22.46	0.711
2600	11.15	26.80	37.95	35.99	0.706
3100	16.34	38.48	54.82	51.15	0.702
3600	22.65	52.38	75.03	69.00	0.698
4100	30.12	65.53	95.65	89.50	0.685
4600	38.80	86.97	125.77	112.60	0.691

* From finite element analysis.

** Calculated using Eqns. (7-5) and (7-39).

ここでこの式の f , q は, 外力 P に対するモード I, モード II の開口変位量である。

Fig. 7-10 に要素分割を示す。計算には 8 節点アイソパラメトリック要素を用い, 平面応力の条件で計算を行った。き裂先端近傍の要素の大きさは, 1 辺が 0.085 mm である。式 (7-41) ~ (7-43) と荷重 P およびこれにともなうモーメント M_1 , M_2 , 横荷重 W_A , W_B によって G_I , G_{II} を求めることができる。

有限要素法を用いた数値計算結果を Table 7-1 に示す。全エネルギー解放率について, 有限要素解析の結果と式 (7-5), (7-39) による解析的な結果は比較的良く一致しており, 特に荷重の小さい場合の一致が良い。このことは, 荷重が小さい場合, 曲げモーメントの値が小さく, その影響も少ないことと関連していると考えられる。モード II の比率, G_{II} / G の値は約 0.7 であり, 荷重の増大とともに減少するが, その変化量はわずかである。実際の破壊靱性試験, 疲労き裂伝ば試験では, 一般に比較的狭いエネルギー解放率の領域で行われるので, その領域での G_{II} / G の平均値を用いればモード II の比率は荷重の影響を受けないと近似しても差し支えないと考えられる。

Fig. 7-7 で示したき裂近傍のモーメントの分布は, き裂長さが変化してもほとんど変化しない。したがって G_{II} / G の値もき裂長さの影響を受けない。ただし, Fig. 7-8 が示すように, 板厚の厚い C L S 試験片ではモーメントの影響を受ける領域も長く, 当然 G_{II} / G の値にも影響を及ぼすと推察される。

7・6 結言

本章では, モード I とモード II の混合モードの層間はく離試験に用いられる C L S 試験片の解析を行った。結果の要点は次のとおりである。

(1) 試験片の板厚が薄い場合, C L S 試験片のエネルギー解放率の値はき裂長さの影響を受けない。また, 幾何学的非線形性の影響は小さく, エネルギー解放率の値は初等的な軸方向の変形のみを考慮した解析で十分評価できることを明らかにした。

(2) モードⅡのエネルギー解放率の全エネルギー解放率に対する成分比は約0.7であった。エネルギー解放率の成分比はき裂長さの影響を受けない。また、成分比に及ぼす荷重の影響もわずかであることを明らかにした。

参考文献

- (1) 三木光範, 最適材料設計, 講座: 先端複合材料をめぐる諸問題, 材料, 38-425, 193-199 (1989).
- (2) Wang, A. S. D., and Crossman, F. W., Initiation and Growth of Transverse Cracks and Edge Delamination in Composite Laminates, Part 1. An Energy Method, J. Compos. Mat., Supplement, 14, 71-87 (1980)
- (3) Wilkins, D. J., Eisenmann, J. R., Camin, R. A. Margolis, W. S., and Benson, R. A., Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 168-183 (1982).
- (4) Gustafson, C.-G., Jilken, L., and Gradin, P. A., Fatigue Thresholds of Delamination Crack Growth in Orthotropic Graphite/Epoxy Laminates, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 200-216 (1985).
- (5) Whitney, J. M., Browning, C. E., and Hoogsteden, W., "A Double Cantilever Beam Test for Characterizing Mode I Delamination of Composite Materials," J. Reinf. Plast. Compos., 1, 297-313 (1982).
- (6) Russell, A. J., and Street, E. N., Moisture and Temperature Effects on the Mixed-Mode Delamination Fracture of Unidirectional Graphite/Epoxy, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 349-370 (1985).

- (7) Bathias, C. and Laksimi, A., Delamination Threshold and Loading Effect in Fiberglass Epoxy Composite, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 217-237 (1985).
- (8) Ramkumkar, R. L., and Witcomb, J. D., Characterization of Mode I and Mixed Mode Delamination Growth in T300/Graphite Epoxy, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 315-335 (1985).
- (9) Carlsson, L. A., Gillespie, J. W., Jr., and Trethewey, B. R., Mode II Interlaminar Fracture of Graphite/Epoxy and Graphite/PEEK, J. Reinf. Plast. Compos., 5, 170-187 (1986).
- (10) Dattaguru B., Everett, R. A., Jr., Whitcomb, J. D., and Johnson, W. S., Geometrically Nonlinear Analysis of Adhesively Bonded Joints, J. Eng. Mat. and Tech., 106, 59-65 (1984).
- (11) Johnson, W. S., Stress Analysis of the Cracked-Lap-Shear Specimen: An ASTM Round-Robin, J. Testing and Evaluation, 5, 303-324 (1987) ASTM.
- (12) Brussat, T. R., Chiu, S. T., and Mostovoy, S., Fracture Mechanics for Structural Adhesive Bonds, AFML-TR-77-163, Air Force Materials Laboratory, Wright Patterson Air Force Base, Ohio (1977).
- (13) Mall, S., Johnson, W. S., and Everett, R. A., Jr., Cyclic Debonding of Adhesively Bonded Composites, "Adhesive Joints", Mittal, K. L., Ed., 639-658 (1984) Plenum Press, New York.
- (14) O'Brien, T. K., Mixed-Mode Strain-Energy-Release Rate Effects on Edge Delamination of Composites, "Effects of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 125-142 (1984).
- (15) 影山和郎, 小林孝行, 野中勝信, 一方向強化カーボン／エポキシ積層板のモード I 層間破壊特性, 日本機械学会論文集, A編, 53-494, 1898-1904 (1987)

- (16) Gillespie, J. W., Jr., Carlsson, L. A., and Pipes, R. B., Finite Element Analysis of the End Notched Flexure Specimen for Measuring Mode II Fracture Toughness, *Compos. Sci. Tech.*, 27, 177-197 (1986).
- (17) Gillespie, J. W., Jr., and Pipes, R. B., Compressive Strength of Composite Laminates with Interlaminar Defects, "Composite Structures 2", 49-69 (1984) Elsevier.
- (18) Withcomb, J. D., Strain-Energy Release Rate Analysis of Cyclic Delamination Growth in Compressively Loaded Laminates, "Effects of Defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 175-193 (1984).
- (19) Timoshenko, S. and Gere, J. M., "Theory of Elastic Stability", Second edition, Chap. 1 (1961) McGraw Hill.
- (20) Young, W. C., "Roark's Formulas for Stress and Strain", Sixth edition, p.176 (1989) McGraw Hill.
- (21) Rybicki, E. F., and Kanninen, M. F., A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral, *Eng. Fract. Mech.*, 9, 931-938 (1977).
- (22) Bäcklund, J., Personal communication.

第 8 章 混合モードでのエポキシ樹脂を マトリックスとする積層板の疲 勞き裂伝ば挙動

8・1 緒 言

炭素繊維強化プラスチック（CFRP：Carbon fiber reinforced plastics）は、一般に繊維方向を変えた単層板（ラミナ）を積層して積層板の形で用いられることが多い。このような積層板は、面外（板厚）方向には強化されておらず、かつ、外力によって面外応力が生じるため、静的荷重、疲労荷重を受けると層間はく離の形で破壊を生じやすい。

従来の金属等の等方性材料の疲労荷重下でのき裂伝ば挙動は、巨視的なき裂に関しては開口型のモードⅠが支配的である[1]。面内せん断型（モードⅡ）はき裂発生初期の微視構造に関連した挙動に観察されるに過ぎない。これに対し、CFRP積層板では、第1章でも紹介したように一般に繊維を切断せずに、繊維に平行なき裂伝ばが一般的である。そのため、き裂の両側の積層板の特性、負荷方向によって、き裂はモードⅠとモードⅡおよびモードⅢの混合モードになる[2]。例えば疑似等方積層板に引張荷重を与える場合でも、 $(\pm 45 / 0 / 90)_s$ 積層板の場合は $0 / 90$ 界面にはく離が発生し、モードⅠが85%、残りがモードⅡとなる。これに対し $(0 / \pm 45 / 90)_s$ 積層板の場合は $45 / 90$ 界面にはく離が発生し、モードⅠが57%、モードⅡが43%となる[3]。

モードⅠとモードⅡの混合モードの層間はく離の破壊力学的検討は、前章で解析したCLS（Cracked lap shear）試験片、EDT（Edge delamination tension）試験片、およびArcan試験片を用いて行われてきた[4]。静的な破壊靱性試験のみでなく、疲労き裂伝ば試験についても、Wilkins [5] らがCLS試験片を用いて、また、Gustafsonら[6]はArcan試験片に類似した混合モード試験片を用いて検討している。ただし、Wilkinsら[5]はき裂伝ば速度が 10^{-8} m/cycle以上の領域しか検討しておらず、Gustafsonら[6]はき裂伝ばの下限界のみを求めたが、き裂伝ば速度と破壊力学パラメータの関係を求めている。さらに、平均応力

(応力比)の影響, モードⅠとの比較等も十分には行われていない。

本章では, C L S 試験片を用いてモードⅠとモードⅡの混合モードでの下限界近傍層間はく離疲労き裂伝ば挙動を調べ, 応力比の影響, モードⅡ成分の寄与度, および支配力学因子について検討を加えた。

8・2 実験方法

8・2・1 材料および試験片

用いた材料は, 第3章と同じCiba Geigy 914C プリプレグー方向強化積層板で, オートクレーブを用いて成形した。その材料構成, 弾性定数等をTable 8-1に示す。疲労試験に用いたC L S 試験片をFig. 8-1に示す。厚い部分が9層, 薄い部分が5層積層となっている。初期欠陥(長さ25mm)は厚さ $30\mu\text{m}$ のテフロン(P T F E)フィルムを成形時に挿入することで導入した。なお, 疲労試験時には初期欠陥先端の層間には, 樹脂過剰な領域が存在するので, き裂を疲労荷重で初期欠陥先端から約5mm進展させてからき裂伝ば挙動を測定した。試験片の5層の側のタブは表と裏で厚さを変え, 試験機に取り付ける際, 曲げ荷重がかから

Table 8-1. Materials and elastic constants.

Prepreg	Ciba geigy 914C
Carbon fiber	Toray T300
Epoxy	Ciba geigy 914
Volume fraction of fiber	66%
Constitution of laminate	(0) ₉ / (0) ₅
Elastic constants (GPa)	$E_1=138, E_3=10, G_{13}=3.6$ $\nu_{13}=0.35$
Fracture toughness G_C (N/m)	260

ないように考慮した。

エネルギー解放率等を正確に測定するため、き裂の進展にともなう荷重線上の伸びを測定する必要がある。そのため、Fig. 8-1 に示したようにゲージ長を80 mmに延長した変位計を取り付け、荷重線上での伸び δ の変化を測定した。変位計の試験片への取り付け状況をFig. 8-2 に示す。変位計はFig. 8-3 に示すように、厚さ2 mmのCFRP織物材を用い、ゲージ長25mmの変位計（MTS社製）

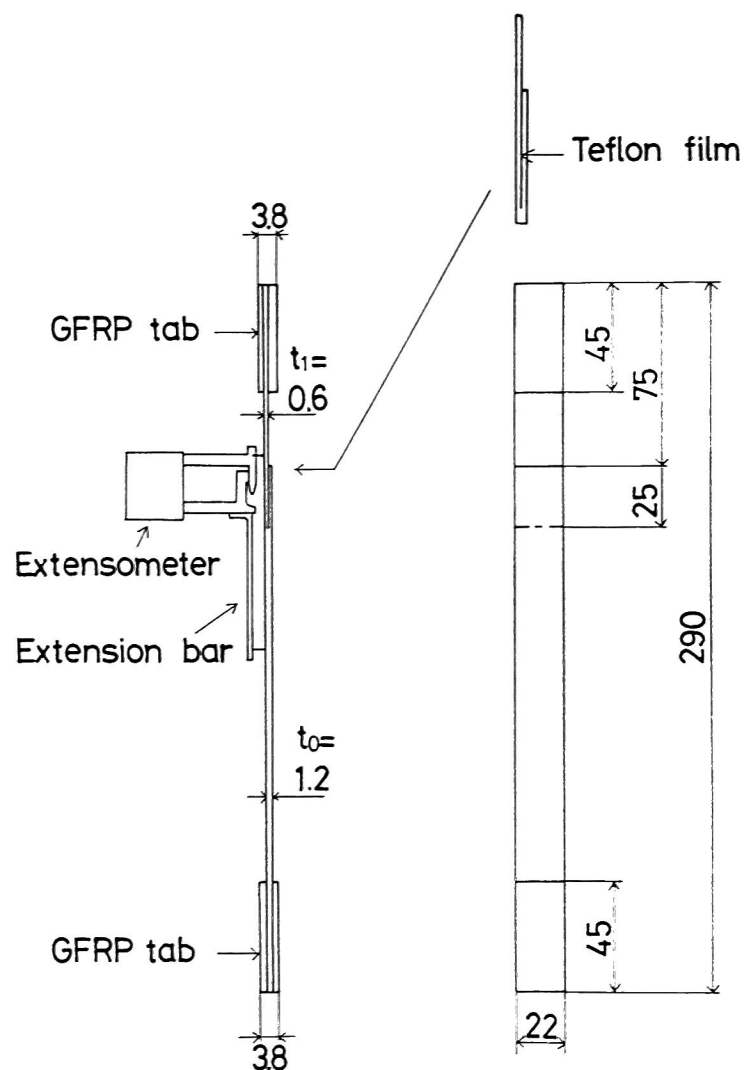


Fig. 8-1. Cracked lap shear specimen
(dimensions are in mm).

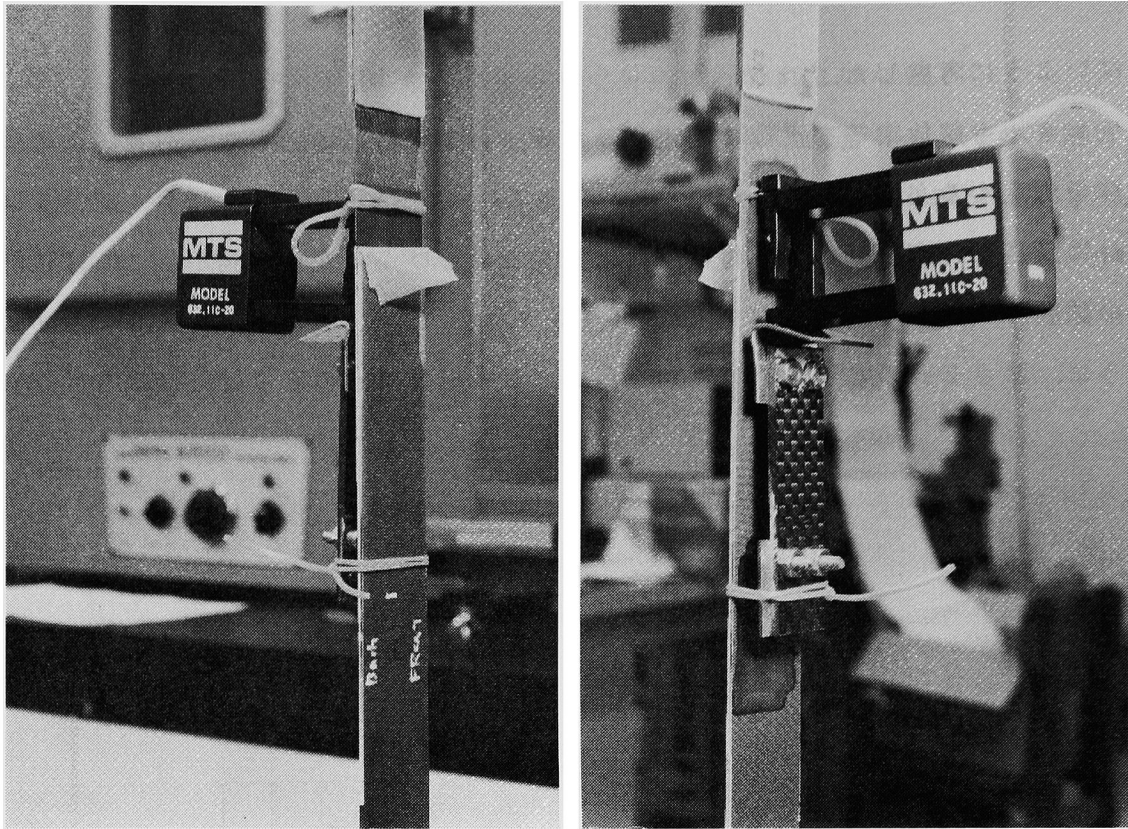


Fig. 8-2. Setup of extensometer on CLS specimen.

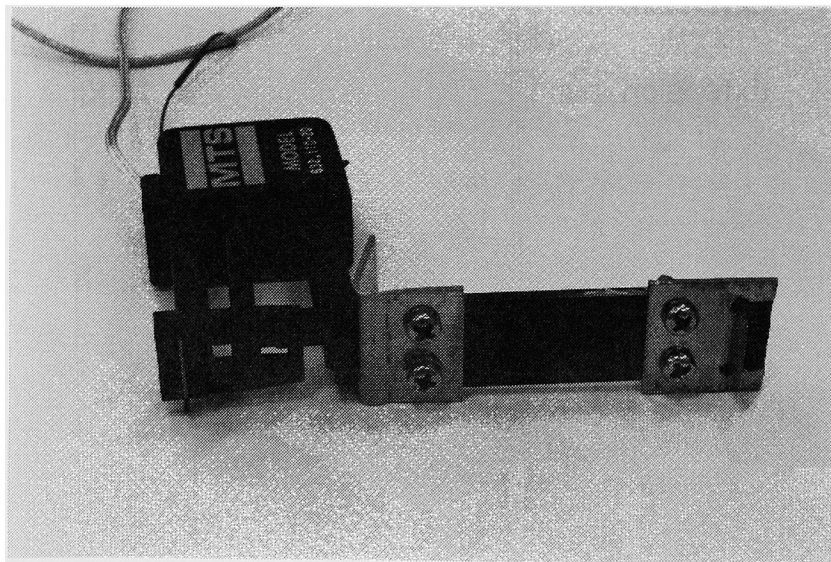


Fig. 8-3. CFRP gage length extender.

を改造して測定に用いた。変位計のエッジが試験片に当たる部分には、エポキシ系接着剤を薄く塗布して変位計のすべりを防いだ。後述のように、試験片のコンプライアンスのき裂進展に対する微係数のみが問題となるため、変位計の取り付け位置の荷重方向に対する精度は要求されない。

8・2・2 破壊力学パラメータの評価

試験片のコンプライアンス（荷重線変位／荷重）を λ 、荷重を P 、幅を b 、き裂長さを a とすると、エネルギー解放率 G は次式で求められる。

$$G = 1 / (2b) P^2 d\lambda / da \quad (8-1)$$

ここで、用いた材料は直交異方性材料であり、き裂と弾性主軸が一致しているため、全体のエネルギー解放率 G と各モードのエネルギー解放率 G_i （ $i = I, II$ ）の関係は次式となる。

$$G = G_I + G_{II} \quad (8-2)$$

均質直交異方性材料と仮定した場合の各モードの G_i （ $i = I, II$ ）と応力拡大係数 K_i の関係は、次式となる[7]。

$$G_i = H_i K_i^2 \quad (8-3)$$

ここで H_i は弾性定数 E_{ij} 、ポアッソン比 ν_{ij} の関数であり、平面ひずみの場合次式で表される[7]。

$$H_I = \sqrt{\frac{(1 - \nu_{13}\nu_{31})(1 - \nu_{23}\nu_{32})}{2E_1E_2}} \\ \times \left[\sqrt{\frac{E_1(1 - \nu_{23}\nu_{32})}{E_2(1 - \nu_{13}\nu_{31})}} + \frac{-2(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23}) / E_2 + 1 / G_{12}}{2(1 - \nu_{13}\nu_{31}) / E_1} \right]^{1/2} \quad (8-4)$$

$$H_{\blacksquare} = \frac{1 - \nu_{13}\nu_{31}}{\sqrt{2} E_1} \times \left[\sqrt{\frac{E_1 (1 - \nu_{23}\nu_{32})}{E_2 (1 - \nu_{13}\nu_{31})}} + \frac{-2 (\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23}) / E_2 + 1 / G_{12}}{2 (1 - \nu_{13}\nu_{31}) / E_1} \right]^{1/2} \quad (8-5)$$

2・3・1項と同様に、 $E_2 = E_3$ 、 $G_{12} = G_{13}$ 、 $\nu_{12} = \nu_{13}$ 、 $\nu_{23} = \nu_{13}$ と仮定すると、914C積層板では $H_I = 8.40 \times 10^{-2} \text{ GPa}^{-1}$ 、 $H_{\blacksquare} = 2.40 \times 10^{-2} \text{ GPa}^{-1}$ と求まる。第7章で述べたように、本章の荷重の範囲では有限要素法で求めたモードII成分の割合 G_{\blacksquare} / G の値は0.70であり、この値は荷重、き裂長さにはほとんど依存しない。式(8-2)～(8-5)を用いて K_I 、 K_{\blacksquare} を求めることができる。

試験片の厚い部分の板厚を t_0 、薄い部分の板厚を t_1 とし、変位計のゲージ長を L_0 とすると、荷重方向の伸びのみを考えて、コンプライアンス λ と変位計の上方のエッジからのき裂長さ a_0 の関係は次のように求まる(7・2節参照)。

$$\lambda = \frac{1}{E b} \left(a_0 \left(\frac{1}{t_1} - \frac{1}{t_0} \right) + \frac{L_0}{t_0} \right) \quad (8-6)$$

また、き裂長さに対する微係数は次式となる。

$$\frac{d\lambda}{da} = \frac{d\lambda}{da_0} = \frac{1}{E b} \left(\frac{1}{t_1} - \frac{1}{t_0} \right) \quad (8-7)$$

ここで上方のエッジから適当に定めた基準線までの距離 a_1 、基準線からのき裂長さを a とした。

$$a_0 = a + a_1 \quad (8-8)$$

Fig. 8-4 に実験で得られたコンプライアンス λ とき裂長さ a の関係を示す。図中の直線は最小自乗近似で求めたもので、実験点を良く表している。また、傾き、 $d\lambda / da = 2.32 \times 10^{-7} \text{ N}^{-1}$ となり、同じ試験片の板厚の実測値を使って式

(8-7) から求めた計算値 $2.29 \times 10^{-7} \text{N}^{-1}$ と非常に良く一致している。ここで、板厚には、オートクレーブ成形でのブリーダーの凹凸をサンドペーパーで取り除いてから測定した値 ($t_0 = 1.15 \text{mm}$, $t_1 = 0.64 \text{mm}$) を代入した。式 (8-1), (8-7) を用いてエネルギー解放率を求め、式 (8-2) ~ (8-5) を用いて応力拡大係数の各モードの成分を求めた。

8・2・3 疲労試験

疲労試験は、パーソナルコンピュータを接続した電気油圧サーボ式試験機（島津製、容量 9.8 kN）で、変位計の最大変位 δ_{\max} と応力比 R （最小応力／最大応

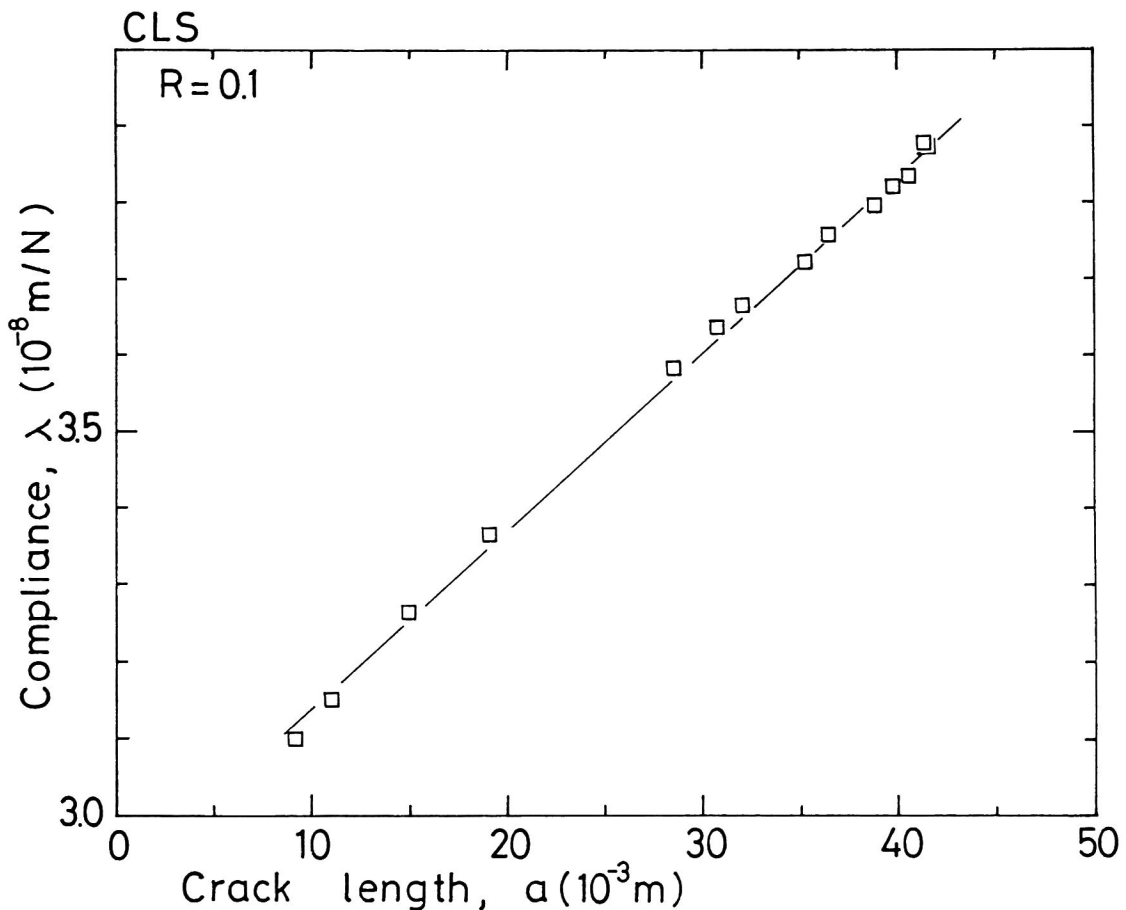


Fig. 8-4. Relation between compliance and crack length for CLS specimen under $R = 0.1$.

力)を一定にして、5 Hzで行なった。Rの値は0.1, 0.2, 0.3, 0.5の4種類とした。式(8-6)のようにき裂成長とともにコンプライアンスが増大するため、上述の方法でなめらかなG値漸減試験が行える。変位一定の場合、

$$\delta = \lambda \cdot P \quad (8-9)$$

をaで微分し、 $d\delta / da = 0$ を用いると、

$$\frac{dP}{da} = - \frac{P}{\lambda} \frac{d\lambda}{da} \quad (8-10)$$

となる。式(8-7)から $d^2\lambda / da^2 = 0$ であるので、式(8-1)と(8-10)から、相対的なエネルギー解放率の変化速度は次式で求まる。

$$\begin{aligned} 2C &= \frac{1}{G} \frac{dG}{da} = - \frac{2}{\lambda} \frac{d\lambda}{da} \\ &= - \frac{2}{a_0 + \frac{L_0}{t_0/t_1 - 1}} \end{aligned} \quad (8-11)$$

$L_0 = 80\text{mm}$ に対し、試験中に a_0 は30mm~70mmの間で変化するので、2Cの値の試験中の変化は少ない。また、2Cの値は $-0.015 \sim -0.02 \text{ mm}^{-1}$ とその絶対値が小さいため、伝ば速度 $da/dN < 10^{-9} \text{ m/cycle}$ の領域では、2%以下の割合で段階的に荷重を減少させた。この場合、平均的な2Cの値は -3mm^{-1} 以上に保った。また、段階的な荷重減少による伝ばの減速は観察されなかった。なお、 $R = 0.2, 0.5$ の試験は、上述の方法とは異なり、第2章で述べたDCB試験片の場合と同様にし、 $2C = -0.2\text{mm}^{-1}$ に一定に保ちG値漸減試験を行なった。

き裂は精密移動台の上に金属顕微鏡の鏡筒部および微動部を取り付け、最高400倍で観察した。なお、試験片表面は、#800程度のサンドペーパーで研磨後白マジックを薄く塗り、顕微鏡観察を容易にした。さらに、 $R = 0.2, 0.5$ の試験

については、 $da/dN > 10^{-9}$ m/cycle の領域では、式 (8-6) のコンプライアンスとき裂長さの関係を用いて、コンプライアンスからき裂長さを自動測定した。

8・3 結果および考察

8・3・1 応力比の影響

CLS 試験片ではモード II 成分の方が大きいので、まず Fig. 8-5 にき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲のモード II 成分 ΔK_{II} の関係を示した。 $da/dN > 10^{-10}$ m/cycle の領域で da/dN と ΔK_{II} の間にはべき乗の関係が成立した。図中の実線はこの部分の最小自乗近似直線であり、直線に添えた図中の数字がべき指数

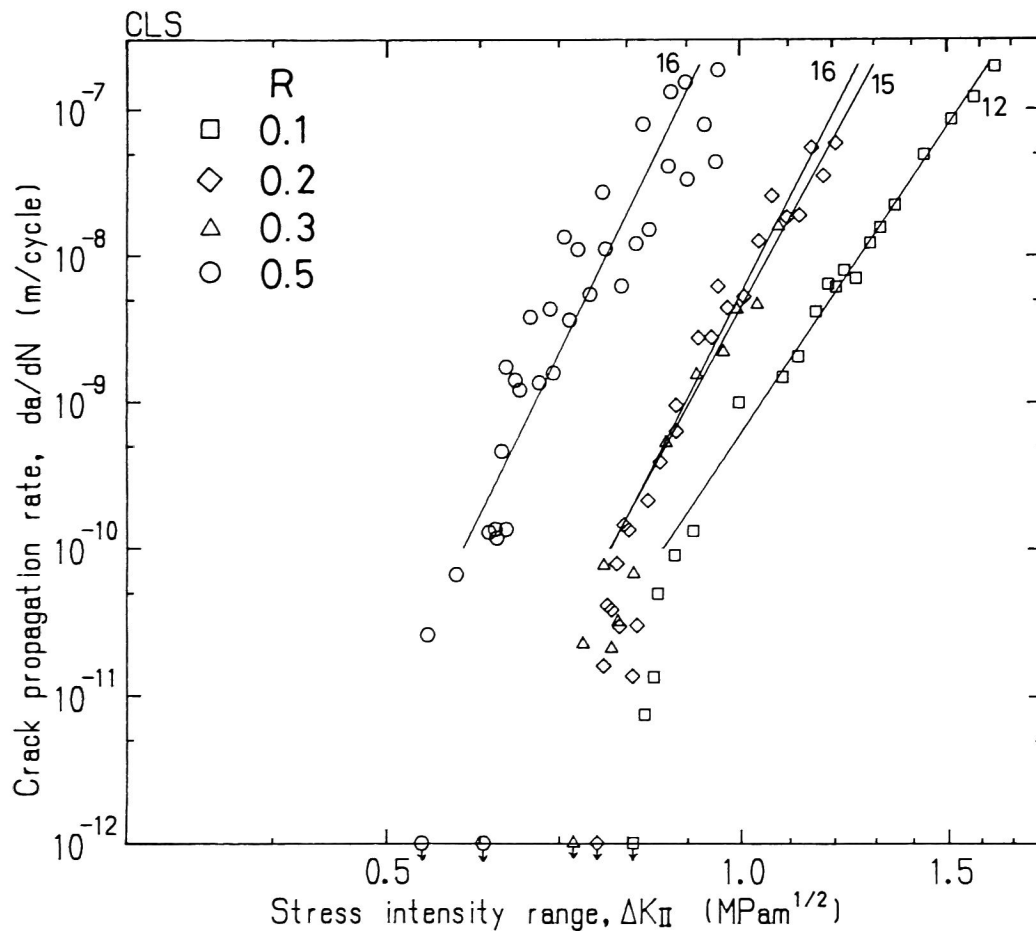


Fig. 8-5. Relation between crack propagation rate and mode II stress intensity range.

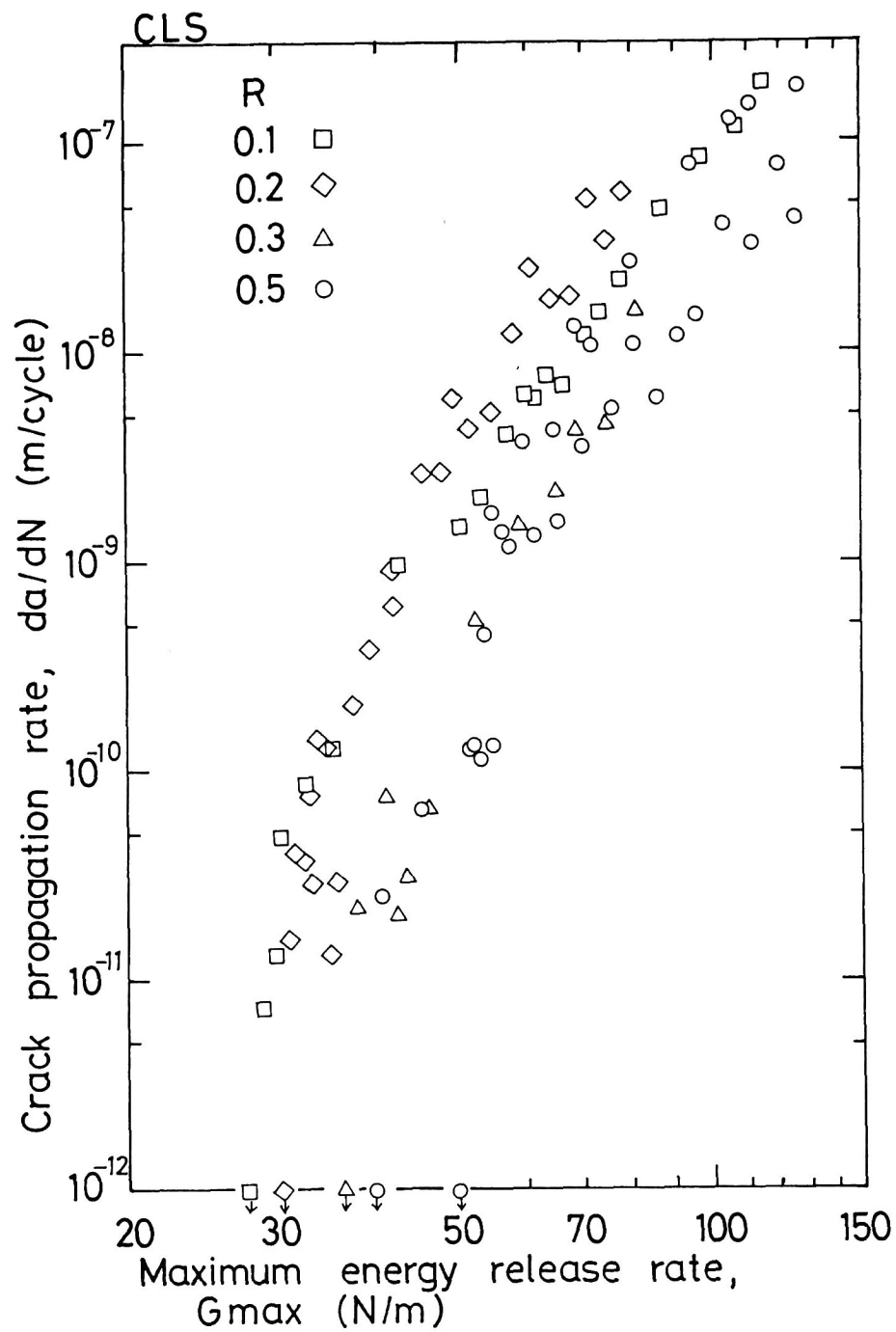


Fig. 8-6. Relation between crack propagation rate and maximum total energy release rate.

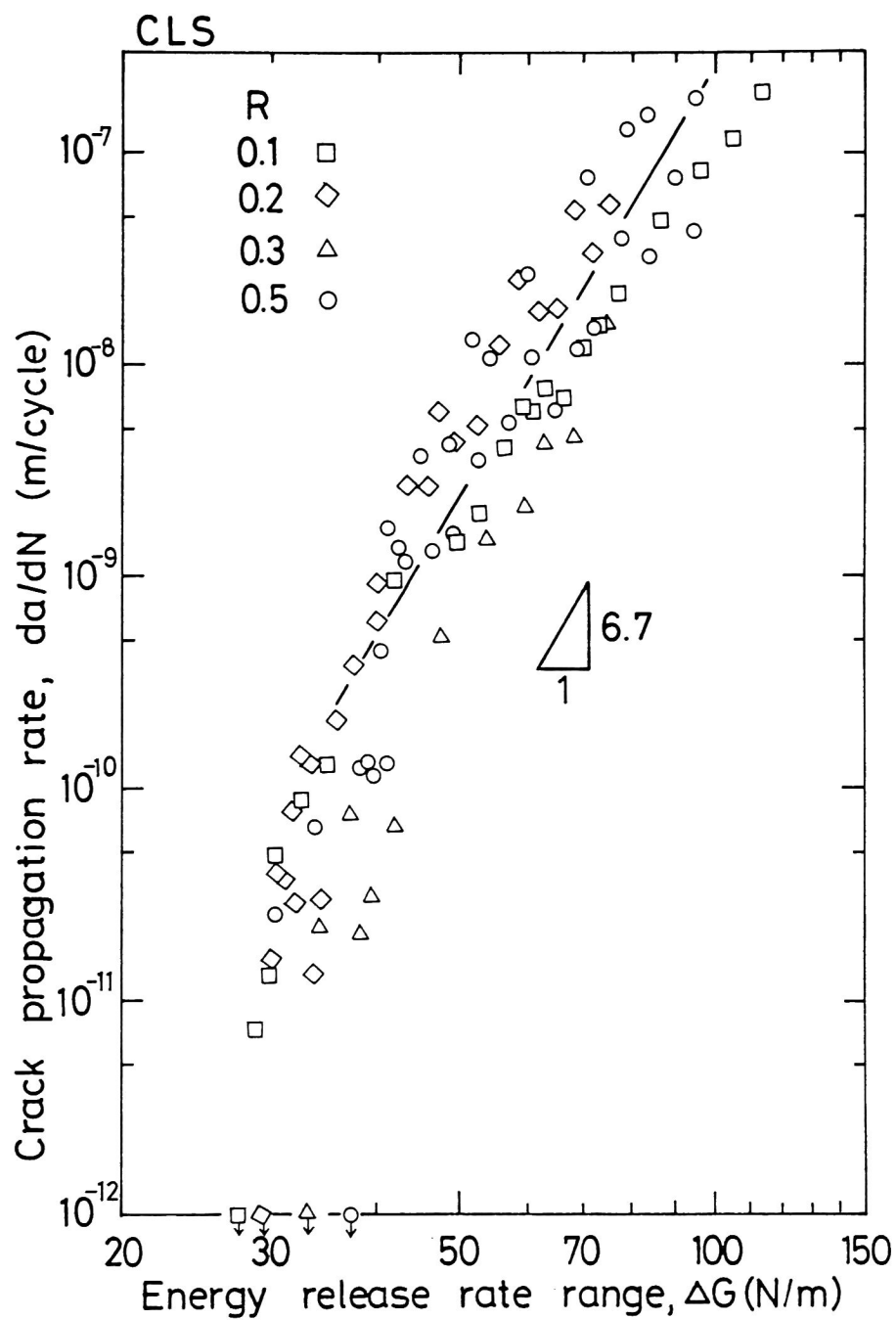


Fig. 8-7. Relation between crack propagation rate and total energy release rate range.

を示している。べき指数は12～16と、第3章で述べた同一材料のモードⅠのべき指数14～16とほぼ等しい。べき乗則が成立する領域以下では、伝ば速度がべき乗の関係から低下し、伝ばの下限界が存在した。同一の ΔK_{II} で比較すると、応力比Rが大きいほど、伝ば速度が大きくなっている。

次に、Fig. 8-6に da/dN と最大エネルギー解放率 G_{max} の関係を示す。応力比Rの影響は、Fig. 8-5の ΔK_{II} での整理と比べて小さくなった。また、同一の G_{max} では応力比Rが大きいほど伝ば速度が小さくなり、応力比依存性は ΔK_{II} での整理とは逆の傾向を示した。そこで、エネルギー解放率範囲 ΔG をパラメータとして da/dN を整理したのが、Fig. 8-7である。下限界近傍での応力比依存性は ΔK_{II} 、 G_{max} での整理と比べ小さくなった。従来の ΔK 、 G_{max} 、 ΔG の中では、混合モードの場合でも第3章のモードⅠの結果と同様、 ΔG がR依存性を説明する最も良いパラメータである。 $da/dN=10^{-11}m/cycle$ で定めた下限界での各パラメータの値を、Table 8-2に示した。

8.3.2 モードⅠの結果との比較

Fig. 8-8にはエネルギー解放率範囲のモードⅠ成分、 ΔG_I をパラメータとして、混合モード（CLS）およびモードⅠ（DCB）試験片でのき裂伝ば挙動を整理した。モードⅠの結果は第3章の結果と同一である。同一の ΔG_I で比較

Table 8-2. Stress intensity parameters at threshold condition.

R	ΔK_I ΔK_{II} (MPam ^{1/2})		ΔG_I ΔG_{II} ΔG (N/m)			G_{max}
0.1	0.28	0.81	8.3	19	28	27
0.2	0.26	0.75	8.8	21	29	31
0.3	0.25	0.72	9.9	23	33	36
0.5	0.20	0.57	10	23	33	44

すると、混合モードのほうがき裂伝ば速度が著しく大きく、混合モードにおいてモードⅡ成分が伝ばに寄与していることが明らかである。そこでFig. 8-9 にはき裂伝ば速度と全エネルギー解放率範囲 ΔG との関係を示した。モードⅠと混合モードの差はFig. 8-8 と比べ著しく小さくなった。同一の ΔG で比較すると、混合モードの方がモードⅠより伝ば速度が5～10倍大きく、下限界値も30～40%低い値を示す。エポキシ系接着剤のDCBおよびCLSでの疲労き裂伝ば挙動について、Mallら[8] は同様に最大全エネルギー解放率でモードⅠ、混合モードの伝ば挙動を整理できることを報告している。

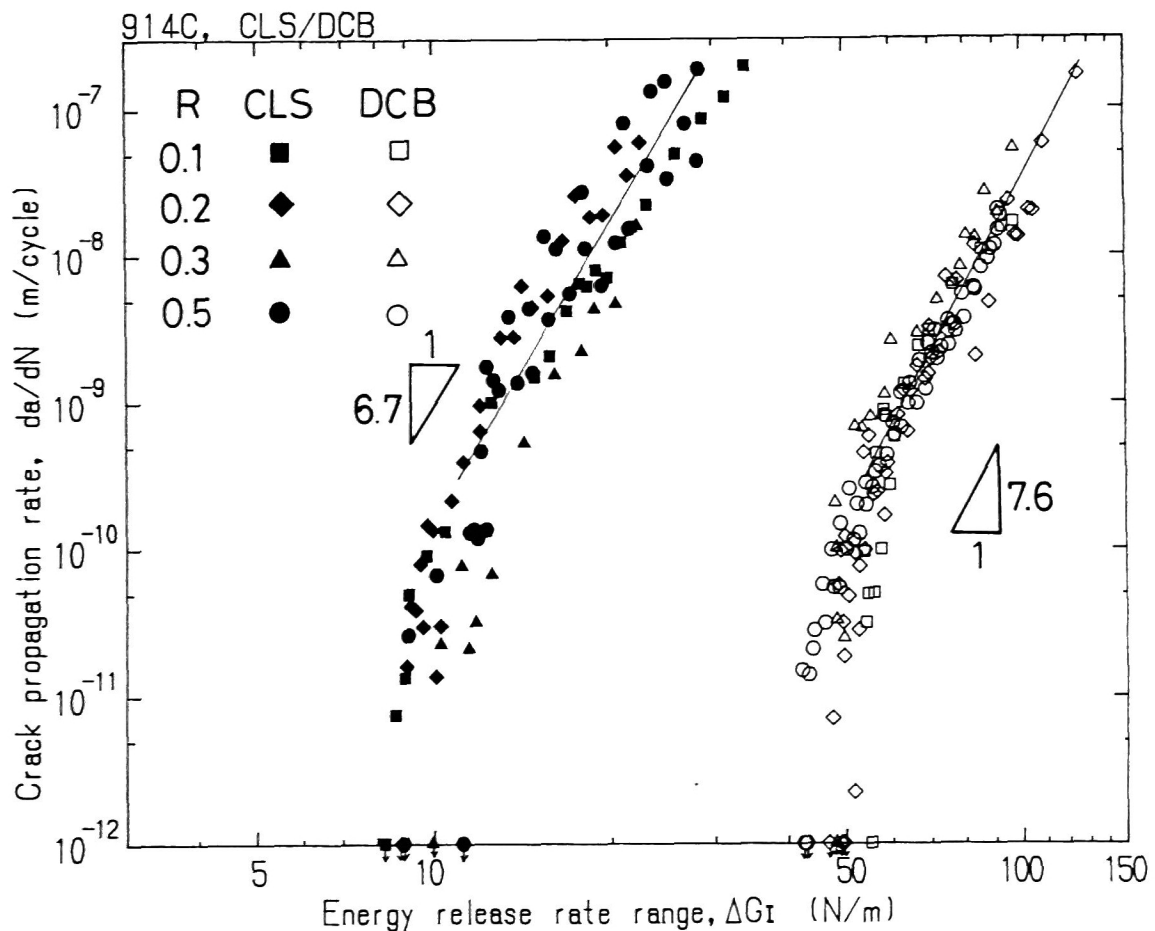


Fig. 8-8. Relation between crack propagation rate and mode I energy release rate range for DCB and CLS specimen.

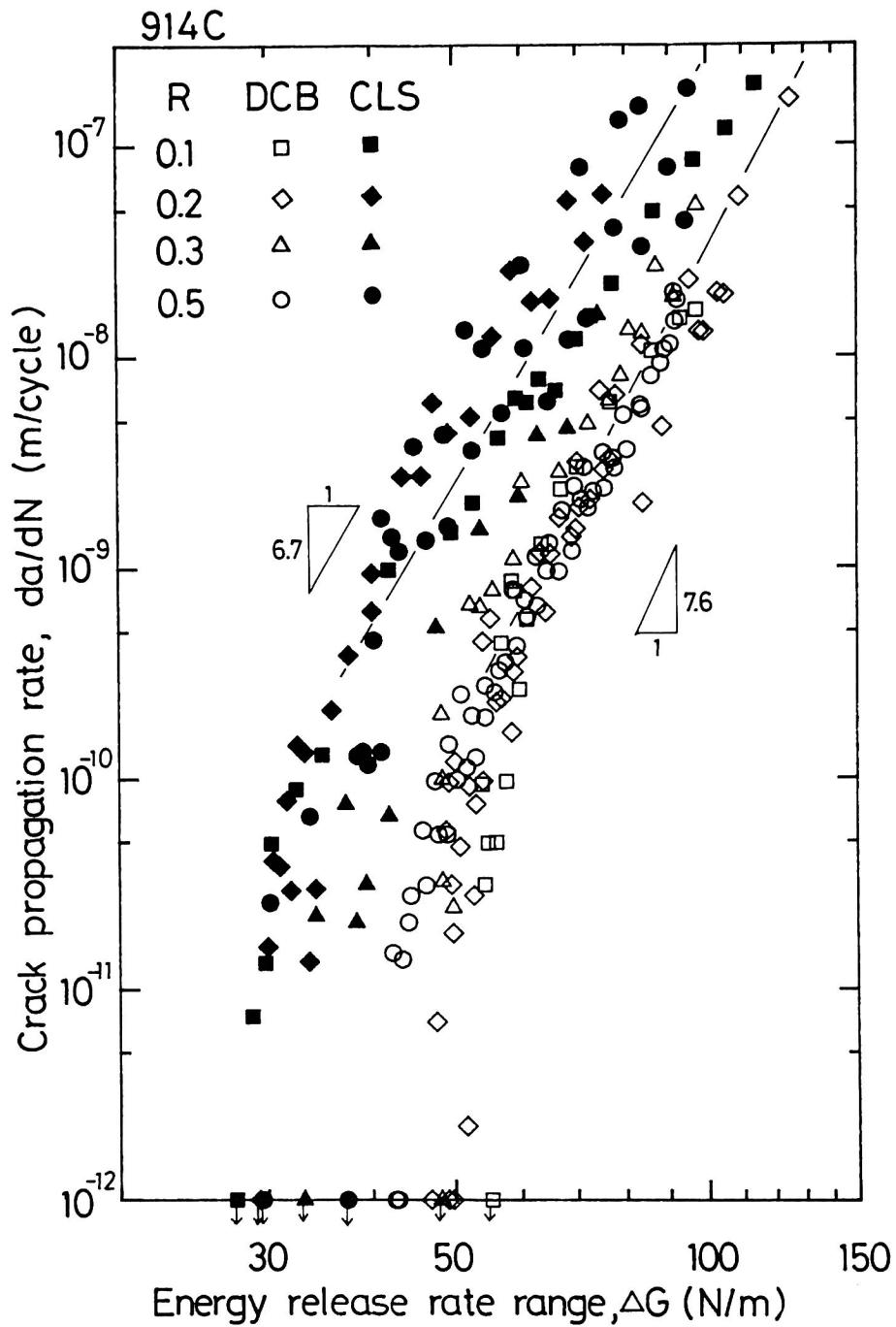


Fig. 8-9. Relation between crack propagation rate and total energy release rate range for DCB and CLS specimen.

Fig. 8-10 には、下限界での ΔG を各モードに分離して整理した。図中の○印が本章の結果、●印は Gustafson らが同一の材料を用いて D C B (Double cantilever beam) 試験片, Arcan 類似試験片, および Forward shearing test を用いて求めた $R = 0.05$, 7 Hz での結果である[6]。両方のデータを総合すると、若干ばらつきが大きい、図中に示したように、ほぼ傾き -1 の直線で近似される。すなわち、モード I, モード II の混合モードでの疲労き裂伝ばの下限界値は次式のように全エネルギー解放率範囲一定で近似される。

$$\Delta G_{th} = \Delta G_{I\ th} + \Delta G_{II\ th} = \text{const.} \quad (8-12)$$

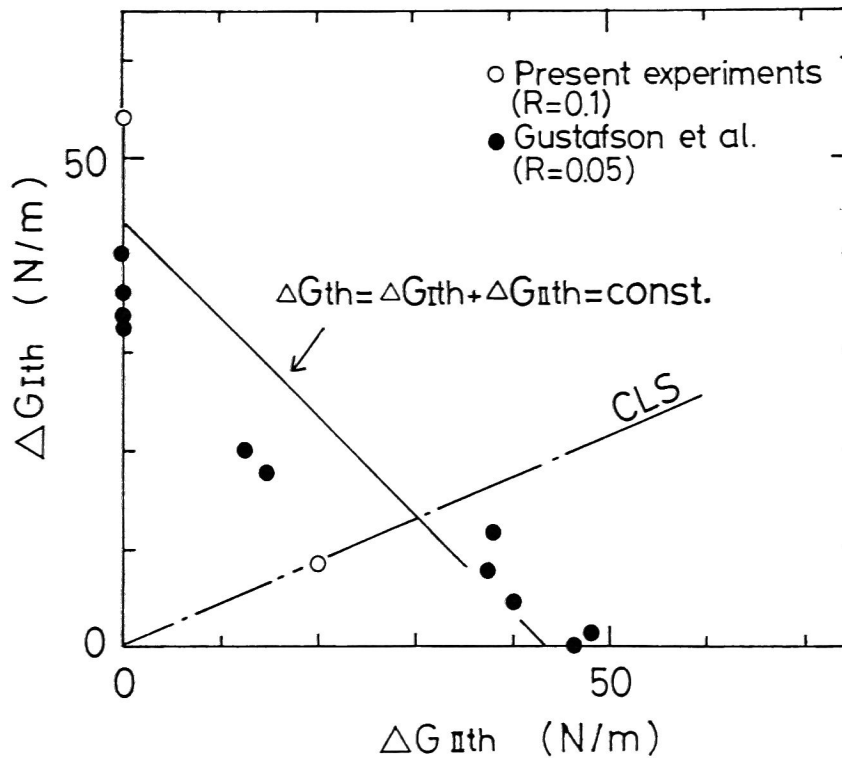


Fig. 8-10. Threshold energy release rate range under mixed mode.

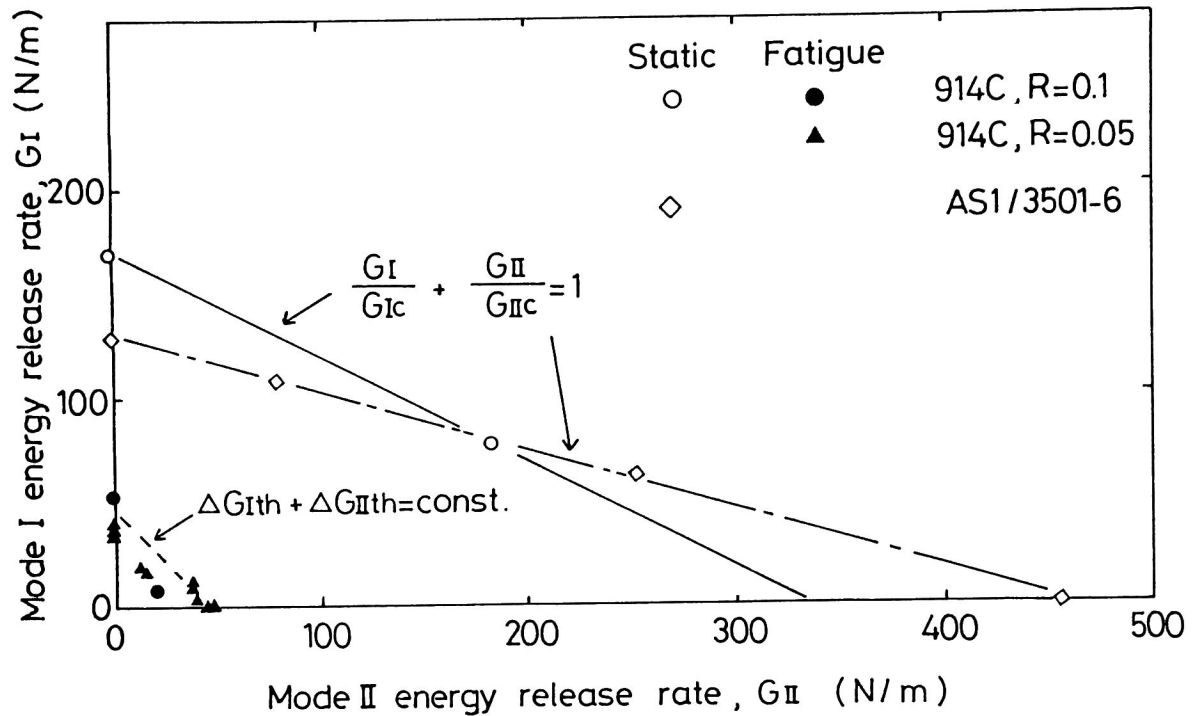


Fig. 8-11. Mixed mode fracture toughness and fatigue threshold criteria.

Table 8-3. Threshold conditions compared with fracture toughness.

Mode	G_{II}/G	G_C N/m	ΔG_{th} N/m	$\Delta G_{th}/G_C$
DCB	0.0	170	54	0.32
CLS	0.7	260	28	0.11
Mode II	1.0	340*	48**	0.14

* Estimated by Eqn. 8-13

** Gustafson et al.

Fig. 8-11 には、各モードに分離して、 ΔG_{th} と破壊靱性値 G_c の関係を調べた。参考のためAS1/3501-6 (CF/エポキシ) 積層板の G_c もあわせて示した。前述のように、 ΔG_{th} の値はほぼ傾き-1の直線で近似されるが、これに対して G_c は傾きの絶対値が小さい直線で近似される。すなわち、

$$\frac{G_I}{G_{Ic}} + \frac{G_{II}}{G_{IIc}} = 1 \quad (8-13)$$

となる。Table 8-3 には、各モードでの ΔG_{th} の G_c に対する比を示した。ここで914C積層板のモードIIの破壊靱性値は式(8-13)から推定した。疲労き裂伝ばと破壊靱性値では混合モードの場合のモード比依存性が大きく異なっており、モードII成分が多くなると $\Delta G_{th}/G_c$ の値が小さくなる。同様の傾向はCFRPについてRussellら[9]が、エポキシ系接着剤について、結城ら[10]が報告している。また、O'Brienら[11]はEDT, ENF試験片を用いた比較において、上述の傾向を報告している。混合モードの結果は、第1章で述べたCAI (Compression after impact) に関係が深いと言われているが[12,13]、この結果は、例えば衝撃によるはく離発生後に静的に圧縮が加わる場合と疲労で圧縮が加わる場合、著しい差を生じることを示しており、混合モード、モードIIでの疲労き裂伝ば挙動の評価が非常に重要であることを示唆している。

8.3.3 き裂および破面の観察

Fig. 8-12 にCLS試験片の繊維方向に直角な断面の光学顕微鏡写真を示す。第3章のDCB試験の結果と同様、▲印で示したように、樹脂過多なプリプレグ積層界面が明らかであり、き裂は単一のプリプレグ界面の樹脂中のみを伝ばしている。また、表面観察からもき裂近傍での損傷や、き裂の枝分れ等は見られなかった。き裂近傍の変形領域は小さいものと予想される。

Fig. 8-13 に、CLS試験片での下限界近傍、およびべき乗の成立する領域($da/dN=10^{-8}m/cycle$)での疲労破壊の破面の走査電顕(SEM)写真を示す。また、比較のためFig. 8-14 にはCLS試験片での静的な破壊靱性試験の結

果, Fig. 8-15 には D C B 試験片 (モード I) の下限界近傍の観察結果を示した。矢印がき裂伝ぱ方向を示し, それぞれ右側の写真は左側の写真とほぼ同一のところでの拡大写真である。Fig. 8-15 の D C B では繊維はほとんど露出していないのに対し, Fig. 8-13 の C L S の疲労破面では繊維が露出しており, 繊維/樹脂界面での破壊が主であった。高倍率の写真で, 樹脂部の破壊の様相は Fig. 8-13 の C L S と Fig. 8-15 の D C B では著しい差は認められない。これに対し, Fig. 8-14 の C L S での静的試験の破面は樹脂がせん断変形を受けて階段状になっている。混合モードの静的破壊の場合の, 階段状の破壊機構のモデル図を Fig. 8-16 に示す [11, 14]。静的な破面では, き裂進展方向と角度を持った主応力方向のき裂が連結しながら進展するため, 破壊面積が大きくなってき裂進展抵抗を増大させたと考えられる [15, 16]。このような静的と疲労との破壊機構の違いは D C B では認められていない。混合モードでの破壊機構の

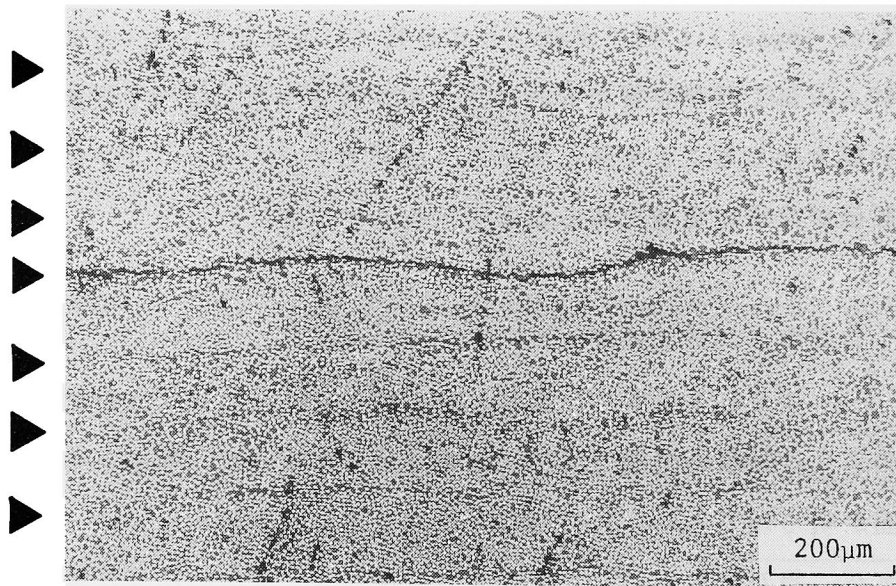
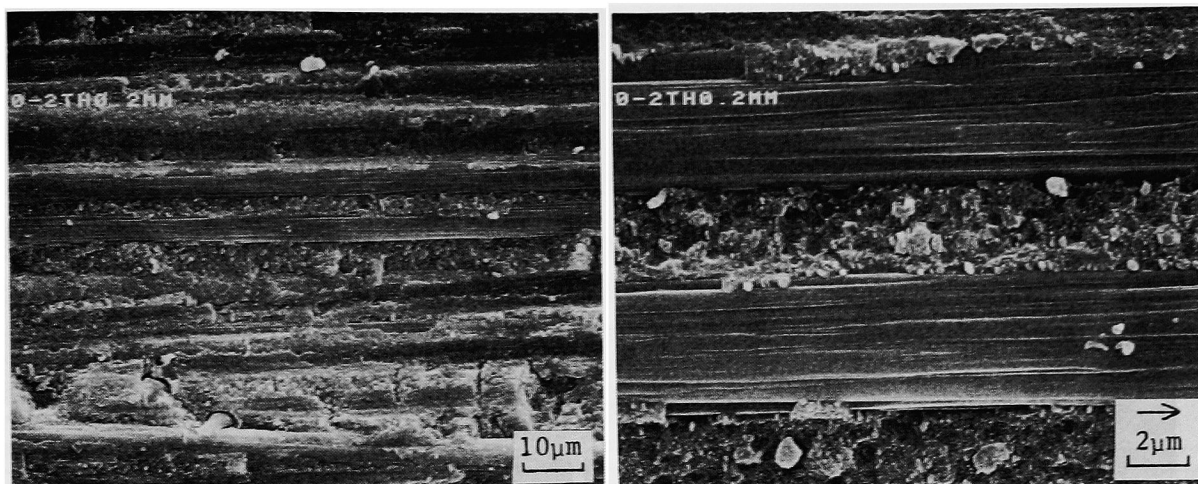
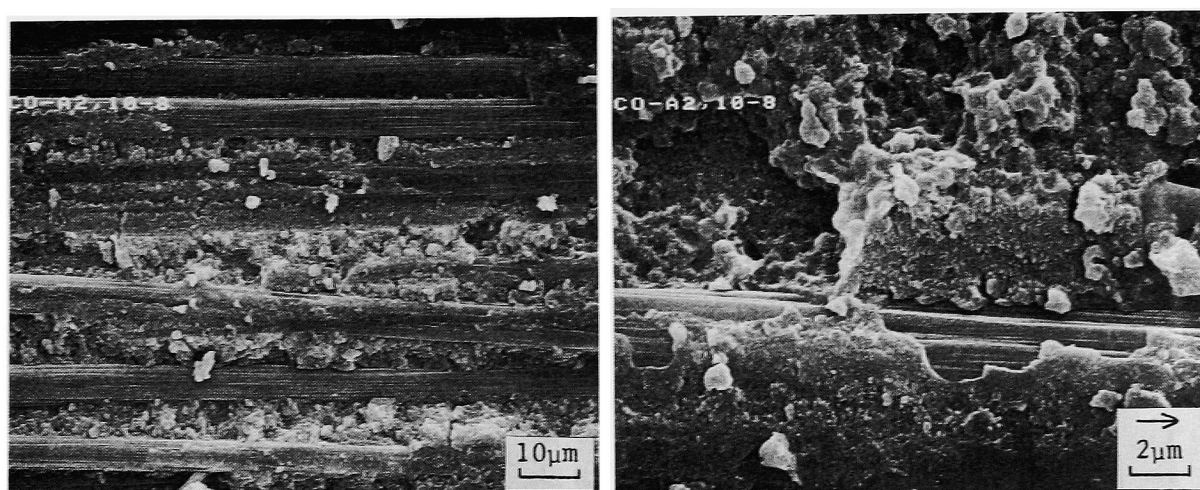


Fig. 8-12. Micrograph of transverse section of crack for specimen. Triangles indicate prepreg interfaces. $R = 0.3$, $da/dN = 4 \times 10^{-9}$ m/cycle.



(a) $R = 0.3$, $da/dN = 3 \times 10^{-10}$ m/cycle.



(b) $R = 0.3$, $da/dN = 1 \times 10^{-8}$ m/cycle.

Fig. 8-13. Scanning electron micrographs of fracture surfaces under fatigue loading for CLS specimens.

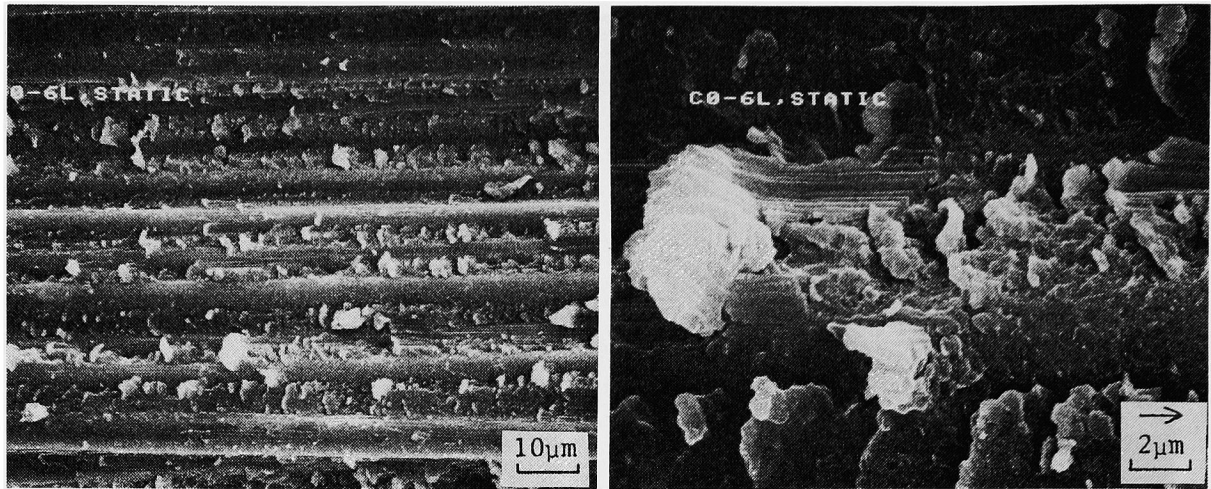


Fig. 8-14. Scanning electron micrographs of fracture surfaces under static loading for CLS specimens.

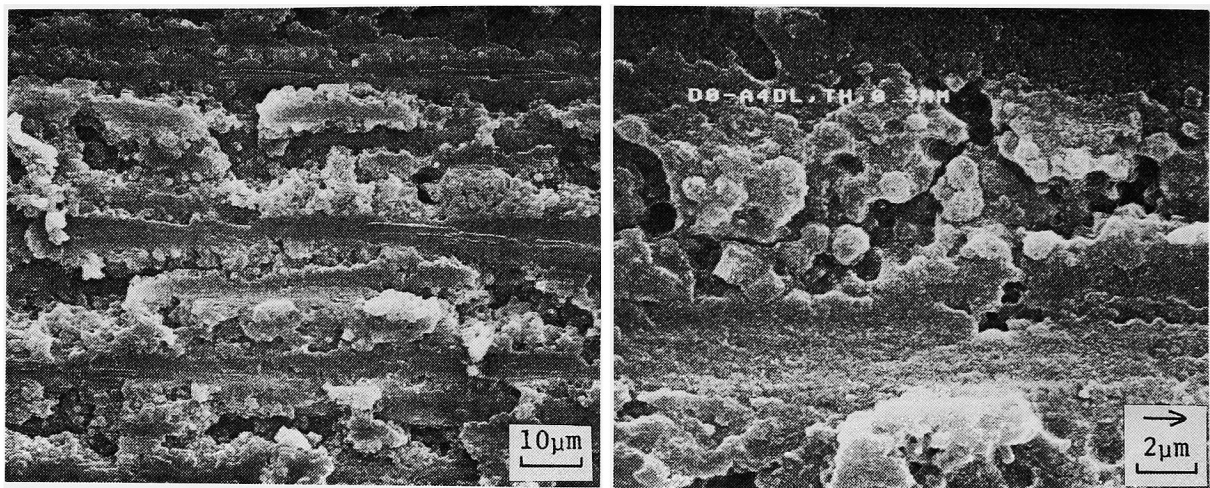
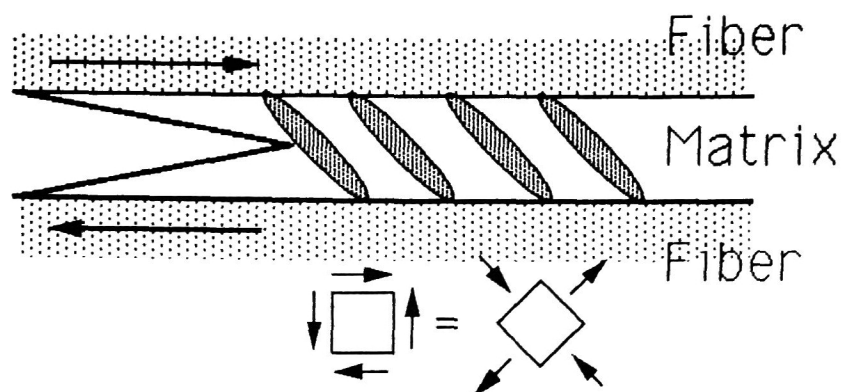


Fig. 8-15. Scanning electron micrographs of fracture surfaces under fatigue loading for DCB specimens. $R=0.5$, $da/dN=2 \times 10^{-10}$ m/cycle.

Fig. 8-16. Schematic of mechanism of fracture under mixed mode.



違いが、静的な破壊靱性値と疲労き裂伝ばの下限界のモード比依存性の違い、すなわち混合モードでの $\Delta G_{th}/G_c$ の値の減少をもたらしたものと推察される。

8・3・4 応力比依存性の検討

第3～6章のモードⅠの疲労き裂伝ば試験では、結果を等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} で整理し、かつ応力比依存性を示すパラメータ γ を求めた。混合モードの結果について、直接 ΔG から ΔK_{eq} を求める同様の検討はできない。しかし、混合モードの結果は Fig. 8-7 のように ΔG でも応力比依存性を完全に説明できたわけではなく、かつ ΔG の物理的な意味は明確ではない。そこで、本章で取り扱った混合モードはモードⅡ成分の割合が大きかったため、次式のようにモードⅡ成分の応力拡大係数範囲 ΔK_{II} に対して等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} の考え方を導入し、応力比依存性を検討した。なお、モードⅠ成分 ΔK_I について同様の考え方を適用しても、求まる γ の値は同じである。

$$\Delta K_{II\ eq} = \Delta K_{II} (1 - R)^{-\gamma} = \Delta K_{II}^{1-\gamma} K_{II\ max}^{\gamma} \quad (8-14)$$

$\Delta K_{II\ eq}$ は ΔK_{II} と $K_{II\ max}$ からなる混合パラメータで、 γ は最大荷重が伝ばに寄与する割合、 $1 - \gamma$ は繰返し荷重が伝ばに寄与する割合を示す。本章でも、まず γ を求めるため、下限界および $da/dN = 10^{-8} \text{ m/cycle}$ での ΔK_{II} と応力比のバ

ラメータ $(1-R)$ の関係を求めた。結果をFig. 8-17 に示す。この図で直線近似の傾きが γ である。 γ の値は下限界で0.60, $da/dN=10^{-8}\text{m/cycle}$ で0.85となった。 γ の値は第3章で示したCF／エポキシ積層板のモードⅠの場合と同様に大きく、混合モードの場合でも、き裂伝ぱが最大応力支配に近いことを示している。

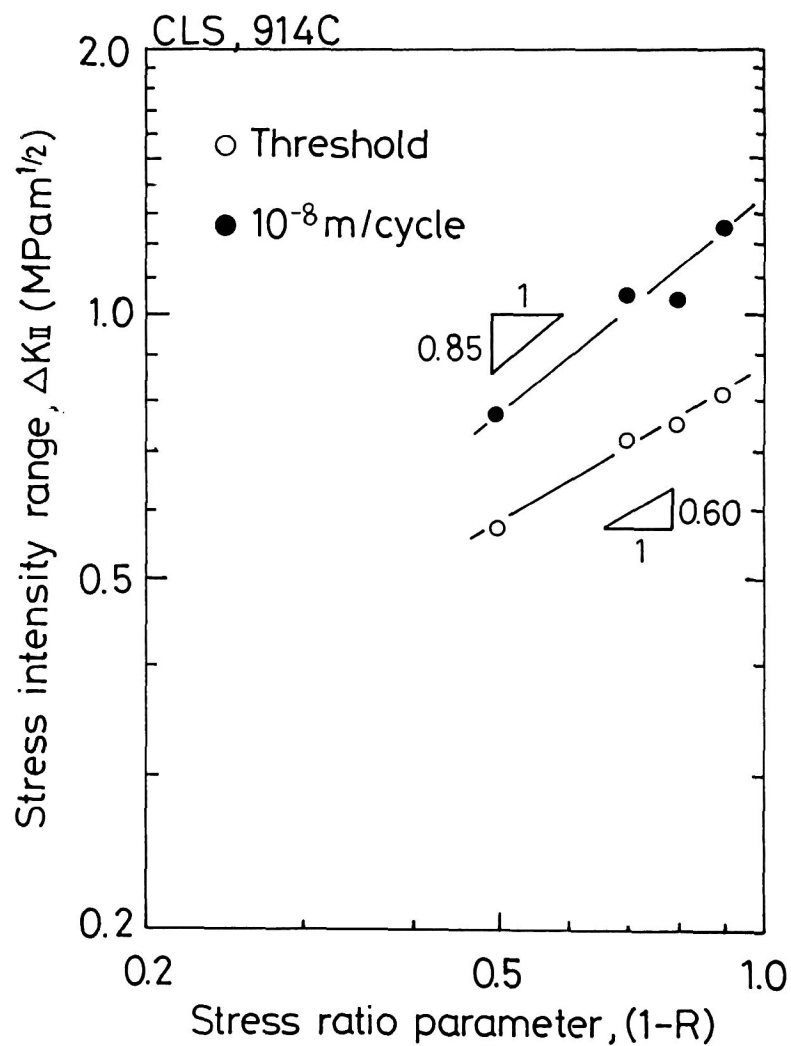


Fig. 8-17. Relation between stress intensity range and stress ratio parameter at the same propagation rate.

8・4 結言

本章では，C L S 試験片を用いて，モードⅠとモードⅡの混合モードでの下限界近傍の疲労き裂伝ば挙動を検討した．結果の要点は次のとおりである．

(1) き裂伝ば速度が 10^{-10} m/cycle 以上の領域で，き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の間にはべき乗の関係が成立した．また，それ以下の領域では，伝ば速度はべき乗の関係から低下し，伝ばの下限界が存在した．べき指数は12～16と大きかった．

(2) 応力比の影響は，伝ば速度を応力拡大係数範囲で整理した場合は大きかったが，最大エネルギー解放率，エネルギー解放率範囲で整理すると，この順に，応力比依存性が小さくなった．

(3) モードⅠ成分のみで比較すると同一のエネルギー解放率範囲に対し，モードⅠより混合モードのほうが伝ば速度が著しく大きく，混合モードにおいてモードⅡ成分が伝ばに寄与していることが明らかとなった．また，全エネルギー解放率範囲で比較した場合，モードによる差は著しく減少したが，混合モードのほうがモードⅠと比べ伝ば速度が大きく，下限界値は小さかった．

(4) 全エネルギー解放率（各モードの和）で表した破壊靱性値とき裂伝ばの下限界値のモード比依存性を調べると，き裂伝ばの下限界値はほぼ一定に近いのに対し，破壊靱性値ではモードⅡ成分が大きくなるにつれ増大し，モード比依存性が静的と疲労で大きく異なることが明らかとなった．

(5) 等価応力拡大係数範囲の検討から，繰返し荷重と最大荷重が伝ばに寄与する度合を求め，モードⅠのみの場合と同様に，混合モードでも最大荷重の寄与の大きいことがわかった．

参考文献

- (1) 田中啓介，疲労破壊の力学，”疲労強度学”，西谷弘信編，第4章，151-220（1985）オーム社．

- (2) Wang, A. S. D., and Crossman, F. W., Initiation and Growth of Transverse Cracks and Edge Delamination in Composite Laminates, Part 1. An Energy Method, J. Compos. Mat., Supplement, 14, 71-87 (1980)
- (3) O'Brien, T. K., Mixed-Mode Strain-Energy-Release Rate Effects on Edge Delamination of Composites, "Effects of defects in Composite Materials", ASTM STP 836, 125-142 (1984).
- (4) Carlsson, L. A., and Pipes, P. B., "Experimental Characterization of Advanced Composite Materials", Chap.13, 158-193 (1987) Prentice-Hall.
- (5) Wilkins, D. J. , Eisenmann, J. R., Camin, R. A. Margolis, W. S., and Benson, R. A., Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy, "Damage in Composite Materials", ASTM STP 775, 168-183 (1982).
- (6) Gustafson, C.-G., Jilken, L., and Gradin, P. A., Fatigue Thresholds of Delamination Crack Growth in Orthotropic Graphite/Epoxy Laminates, "Delamination and Debonding of Materials", ASTM STP 876, 200-216 (1985).
- (7) Sih, G. C., Paris, P. C., and Irwin, G. R., On Cracks in Rectilinearly Anisotropic Bodies, Int. J. Fracture Mechanics, 1, 189-203 (1965).
- (8) Mall, S., and Johnson, W. S., Characterization of Mode I and Mixed-Mode Failure of Adhesive Bonds Between Composite Adherends, "Composite Materials: Testing and Design (Seventh Conference)", ASTM STP 893, 322-334 (1986).

- (9) Russell, A. J., and Street, K. N., Predicting Interlaminar Fatigue Crack Growth Rates in Compressively Loaded Laminates, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 162-178 (1989).
- (10) 鄭南龍, 結城良治, 石川晴雄, 中野禪, 接着継手の強度評価への破壊力学の応用 (第2報, 各種接着継手の疲労き裂伝ば特性), 日本機械学会論文集, A編, 55-517, 1984-1991 (1989).
- (11) O'Brien, T. K., Murri, G. B., and Salpekar, S. A., Interlaminar Shear Fracture Toughness and Fatigue Thresholds for Composite Materials, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 222-250 (1989).
- (12) Odagiri, N., Muraki, T., and Tobukuro, K., Toughness Improved High Performance TORAYCA Prepreg T800H/3900 Series, 33rd Int. SAMPE Symposium, 272-283 (1988).
- (13) 西原正浩, CFRP積層板の層間靱性とその評価法, 材料システム, 7, 59-65 (1988).
- (14) Purslow, D., Matrix Fractography of Fibre-Reinforced Epoxy Composites, Composites, 17-4, 289-303 (1986).
- (15) Hibbs, M. F., Ming Kwan Tse, and Bradley, W. L., Interlaminar Fracture Toughness and Real-Time Fracture Mechanism of Some Toughened Graphite/Epoxy Composites, "Toughened Composites", ASTM STP 937, 115-130 (1987).
- (16) Corleto, C. R., and Bradley, W. L., Mode II Delamination Fracture Toughness of Unidirectional Graphite/Epoxy Composites, "Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume", ASTM STP 1012, 201-221 (1989).

第 9 章 結 論

炭素繊維強化プラスチック（CFRP：Carbon fiber reinforced plastics）積層板の層間はく離に対する破壊力学的検討の歴史は10年にも満たず，従来から構造材料として使われてきた金属材料と比べ，その研究の蓄積は極めて少ない．とりわけ実際の構造物の損傷許容性を保証する上で重要な下限界近傍の低伝ば速度領域での疲労き裂伝ば挙動，疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響，およびその機構の解明の研究はほとんどなされていない．そこで，本研究ではエポキシ2種，およびPEEK（polyetheretherketone）をマトリックスとするCFRP積層板を対象として，特に下限界近傍の低伝ば速度領域を中心に，層間はく離疲労き裂伝ば挙動の支配力学法則を明らかにするとともに，その機構の検討を行った．また，水環境の影響，モードⅠとモードⅡの混合モードの場合の挙動を検討した．ここでは各章において得られた主な結果をまとめ，本論文の概略をまとめる．

第2章では，パーソナルコンピュータを接続した疲労試験機を用いて，CFRP積層板のモードⅠ層間はく離疲労き裂の下限界近傍での伝ば特性の自動評価法の開発を行った．ここでは，DCB（Double cantilever beam）試験片につき，従来から破壊靱性試験で用いられていた試験手法を改良し，新たにちょうつがいおよびピンとアルミブロックを用いた負荷治具を開発した．これにより，き裂進展量をコンプライアンスから10 μ m程度の分解能で測定することができた．さらにこの分解能を向上するために計測ソフトウェアを開発し，き裂長さ測定の分解能を約1～2 μ mに向上させた．これらを併せ，下限界近傍の低伝ば速度領域でも十分な分解能でき裂進展を自動測定することができた．

開発したき裂進展量の自動測定に基づき，次式で示す相対的なエネルギー解放率Gの変化速度2C，又は応力拡大係数Kの変化速度Cを一定にコンピュータ制御したき裂伝ば試験を行い，長期の下限界近傍疲労き裂伝ば試験を自動化した．

$$2 C = \left(\frac{1}{G} \right) \left(\frac{d G}{d a} \right) = \left(\frac{2}{K} \right) \left(\frac{d K}{d a} \right)$$

次に、G 値（K 値）漸減試験において C の値を変え、下限界近傍で同一のき裂伝ば挙動が得られる限界値を求めた。その結果、CF／エポキシ積層板では相対的なエネルギー解放率の減少速度が -2 mm^{-1} 以上の範囲で影響のないこと、また、CF／PEEK 積層板では相対的なエネルギー解放率の減少速度を -0.9 mm^{-1} 以上に保てば良いことを明らかにした。さらに、CF／エポキシ積層板では、エネルギー解放率漸減試験と漸増試験での伝ば速度の一致も確認した。

CF／PEEK 積層板では、き裂進展抵抗が高いため、負荷荷重が高くなる。この場合、負荷治具のピンの位置と試験片の距離（Loading arm）が大きいと幾何学的非線形の影響が出る可能性がある。これについて簡単な解析を行い、本研究で取り扱った範囲内ではこの影響が無視できること、およびはりの大変形による非線形効果が小さい領域でも Loading arm が大きい場合の非線形効果は大きいことを明らかにした。

第 3 章では、175℃硬化樹脂を用いた 914C 積層板、120℃硬化樹脂を用いた P305 積層板の 2 種類の一方向強化 CF／エポキシ積層板を用いて、モード I の下限界近傍のき裂伝ば挙動に及ぼす応力比の影響を検討した。き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の間には、伝ば速度が $5 \times 10^{-10} \text{ m/cycle}$ 以上の領域でべき乗の関係が成立した。また、これ以下の領域では、き裂伝ばの下限界が存在することを明らかにした。CF／エポキシ積層板のべき指数は 14～43 と金属材料と比べ非常に大きかった。異なる応力比での疲労き裂伝ば挙動について、応力拡大係数範囲 ΔK 、又は最大エネルギー解放率 G_{\max} で整理した場合、応力比依存性は大きかった。き裂伝ば速度をエネルギー解放率範囲 ΔG で整理すると、応力比依存性は小さくなった。ただし ΔG でも完全には応力比依存性は説明ができず、かつ、その物理的な意味も明らかではない。そこで同一のき裂伝ば速度を与える ΔK と応力比 R の関係から、最大荷重と繰り返し荷重のき裂伝ばへの相対的な寄与を解析し、き裂伝ばの支配パラメータとして、次式で示す等価応力拡大係数範囲を提案した。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K (1 - R)^{-\gamma}$$

き裂伝ば速度 da/dN と ΔK_{eq} の間には、応力比に依存しないべき乗の関係が得られた。

$$da/dN = A \Delta K_{eq}^m$$

また、 ΔK_{eq} は ΔK 、 K_{max} で次のように表される。

$$\Delta K_{eq} = \Delta K^{1-\gamma} K_{max}^{\gamma}$$

すなわち γ と $1 - \gamma$ はそれぞれ最大荷重が伝ばに寄与する割合、および繰り返し荷重が伝ばに寄与する割合を示す($0 \leq \gamma \leq 1$)。また、 ΔK_{eq} は応力比効果を、 $R = 0$ の場合の ΔK に換算したパラメータとも解釈される。 γ の値は下限界では914Cが0.86、P305が0.51となり、き裂伝ばは繰り返し荷重よりも最大荷重に大きく支配されることが明らかとなった。また、この最大荷重の寄与は、914C積層板のほうがP305積層板より大きかった。走査電子顕微鏡観察では、914C積層板では樹脂過剰な破面が得られた。これに対し、P305積層板では繊維と樹脂の界面破壊が顕著であった。また、疲労破壊と静的破壊の破面には、著しい違いは認めらず、支配パラメータとの関連が明らかとなった。

CF/エポキシ積層板では、吸水による力学特性の劣化が問題である。第4章では、第3章と同じ2種類のCF/エポキシ積層板につき、疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響を、短期(予備浸漬)および長期(状態調節:飽和含水量まで吸水)の2種の水環境の状態に区別して比較検討した。予備浸漬を行った場合の23℃での試験において、水環境が層間はく離き裂伝ば挙動に及ぼす影響は2種の積層板で異なり、等価応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} で整理すると、914C積層板では伝ば速度が水中では大気中の約10分の1になり、下限界値は約1.2倍に増大した。一方、P305積層板では、下限界値は増大したがべき乗則の領域では減速はみられなかった。予備浸漬後の50℃水中での914C積層板のき裂伝ば挙動は、下限界近傍では23℃水中とほぼ同じであった。これに対し、べき乗の関係が成立する伝ば速

度の速い領域では伝ば速度の増大とべき指数の増加が観測された。さらに長期に100℃水中で飽和含水量まで水分の状態調節を行った場合、914C積層板では伝ば速度は状態調節をしなかった場合の水中の結果と比べ300倍、大気中と比べても30倍と加速し、下限界値も大きく減少した。この劣化は、飽和含水量まで吸水した材料の破壊靱性試験では観測されなかった。

水環境の影響は、破面観察から破壊機構の変化と密接な関係にあることが明らかとなった。予備浸漬後の23℃水中の走査電顕観察で、914C積層板の破面は樹脂過多であったが、P305積層板の破面は、界面破壊が顕著であった。この破壊の微視機構の相違が水環境の影響の相違と関連づけられた。また、914C積層板において予備浸漬後の50℃水中の伝ば速度の速い領域、および状態調節を行った場合の全領域で疲労破壊の機構が界面破壊であり、この界面破壊の多発が劣化と関連づけられた。

第5章では、靱性が著しく増大し、疲労き裂伝ば抵抗の増大が期待されるCF/PEEK積層板につき、モードI層間はく離疲労き裂伝ば挙動を検討した。き裂伝ば速度と ΔK 、 ΔG との間には、伝ば速度が $10^{-9} \sim 10^{-10}$ m/cycle以上の領域でべき乗の関係が成立し、伝ば速度がこれ以下の領域では伝ばの下限界が存在した。CF/エポキシ積層板の場合と異なり、 ΔG で整理しても応力比Rの影響は大きかった。き裂伝ば速度を ΔK_{eq} で整理すると、応力比に依らずべき乗の一価関係が成立した。また、 ΔK_{eq} の解析では γ の値は0.36と小さく、繰り返し応力成分の伝ばへの寄与の大きいことが明らかとなった。さらに、破面観察からも破壊機構の静的破壊との違いが確認された。CF/エポキシ積層板の結果と比較して、CF/PEEK積層板は下限界値が1.7倍高くなり、かつ、べき指数も小さくなり、損傷許容性の高い材料であることが明らかとなった。ただし、下限界値の破壊靱性値に対する割合はCF/エポキシ積層板と比べ低下し、破壊靱性値の向上が下限界値の向上に寄与する率は1/2以下であった。

第6章では、CF/PEEK積層板のモードI層間はく離疲労き裂伝ば挙動に及ぼす水環境の影響につき、第4章と同様に短期間および長期間の2種類の水環境の状態に区別して検討した。繰り返し速度10Hzにおける短期間の水環境の影響

について、23℃、50℃水中とも、大気中と比べ疲労き裂伝ば抵抗の劣化は認められず、伝ば速度の速い領域で逆に若干の伝ば速度の低下が見られた。また、べき乗の関係が折れ曲がり、低伝ば速度領域のほうが高伝ば速度領域よりべき指数が小さくなり、実験の範囲では下限界の存在は認められなかった。10Hzにおける長期間の水環境の影響については、高伝ば速度領域では応力比が高い場合に劣化が認められたが、低伝ば速度領域では大気中より伝ば速度が低下し、著しい劣化の見られたCF/エポキシ積層板と比べ、水環境中でもCF/PEEK積層板は損傷許容性が非常に高いことが明らかとなった。

べき乗の関係が折れ曲がった機構を検討するため、繰り返し速度2Hzの試験を行い、10Hzの試験結果を比較することによって、水中では時間依存性の現象が発生していることが明らかとなった。また、破面観察からも、時間依存性の現象が見られる領域で、静的破面に類似した大きな塑性変形が認められ、環境と応力が相互に作用した破壊機構の発生が推察された。

第7章では、モードIとモードIIの混合モードの層間はく離試験に用いられるCLS (Cracked lap shear) 試験片の解析を行った。CLS試験片は荷重軸に対して試験片が非対称なため、試験片に曲げ変形が生じ、これがエネルギー解放率 G 、およびその各モードの成分に影響を及ぼす可能性があり、これをはりの非線形解析と線形有限要素解析を組み合わせで検討した。その結果、試験片の板厚が薄い場合はCLS試験片のエネルギー解放率の値はき裂長さの影響を受けないこと、幾何学的非線形性の影響は小さく、エネルギー解放率の値は初等的な軸方向の変形のみを考慮した解析で十分評価できることを明らかにした。また、エネルギー解放率の成分比はき裂長さの影響を受けず、成分比に及ぼす荷重の影響もわずかであることを明らかにした。エネルギー解放率のモードII成分 G_{II} の全エネルギー解放率に対する比、 G_{II}/G の値は約0.7であった。

第8章では、914C積層板(CF/エポキシ)につき、CLS試験片を用いてモードIとモードIIの混合モードでの下限界近傍の疲労き裂伝ば挙動を検討した。き裂伝ば速度が 10^{-10} m/cycle以上の領域で、き裂伝ば速度とモードII応力拡大係数範囲 ΔK_{II} の間にはべき乗の関係が成立し、それ以下の領域では、伝ば速度

はべき乗の関係から低下して伝ばの下限界が存在することを明らかにした。べき指数は14~16と大きかった。応力比の影響は、伝ば速度を ΔK_{II} で整理した場合は大きかったが、最大全エネルギー解放率 G_{max} 、全エネルギー解放率範囲 ΔG で整理すると、この順に、応力比依存性が小さくなった。また、等価応力拡大係数範囲の検討から、モードIの場合と同様、最大荷重の伝ばへの寄与の大きいことがわかった。

第3章のモードIとの比較の結果、モードI成分のみで比較すると同一のエネルギー解放率範囲(ΔG_I)に対し、モードIより混合モードのほうが伝ば速度が著しく大きく、混合モードにおいてモードII成分が伝ばに寄与していることが明らかとなった。また、全エネルギー解放率範囲 ΔG で比較した場合、モードによる差は著しく減少したが、混合モードのほうがモードIと比べ伝ば速度が大きく、下限界値は小さかった。

混合モードでの破壊基準について、破壊靱性値とき裂伝ばの下限界値のモード比依存性を調べると、全エネルギー解放率範囲(各モードの和)で表したとき裂伝ばの下限界値は次式のようにほぼ一定に近かった。

$$\Delta G_{th} = \Delta G_{I th} + \Delta G_{II th} = \text{const.}$$

これに対し、破壊靱性値ではモードII成分が大きくなるにつれ全エネルギー解放率で表した破壊靱性値が増大し、次式で表された。

$$\frac{G_I}{G_{Ic}} + \frac{G_{II}}{G_{IIc}} = 1$$

ここで、 $G_{Ic} < G_{IIc}$ である。すなわち、モード比依存性が静的と疲労で大きく異なることが明らかとなった。

以上のように、本研究によってCFRP積層板の層間はく離疲労き裂伝ば挙動の支配力学法則およびその破壊機構が明らかとなった。また、マトリックスが高靱化した場合の影響、水環境の影響について明らかにし、特にこれらの影響が静

的な破壊靱性試験と疲労き裂伝ば試験で大きく異なることを明らかにした。さらに、混合モードの破壊基準について検討し、同様に、破壊靱性試験と疲労き裂伝ば試験での破壊基準の違いを示した。本研究で得られた知見は、今後のCFRP構造物の設計、その長期の安全性、信頼性の確立のみならず、構造物として適したマトリックスの開発、および界面処理等の材料開発に大きな指針を与えることが期待される。なお、モードⅡおよびモードⅢについて今後さらに評価法の開発およびその評価が必要である。また、本研究で主に取り扱ったモードⅠの挙動についても、高靱化した材料には、Fiber bridging（繊維橋掛け現象）が発生することがすでに報告されており、この場合の真のき裂進展のDriving forceを求めることが今後重要になると考えられる。

関連発表文献

第 2 章

① Mode I Propagation of Delamination Fatigue Cracks in CFRP

Hojo, M., Gustafson, C.-G., Tanaka, K., and Hayashi, R.

"Advanced Materials for Severe Service Applications",

Iida, K., and McEvily, A. J., Ed., 353-372 (1987).

② 先進複合材料における下限界近傍モード I 層間はく離疲労き裂伝ば挙動の計算機制御自動試験法

北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., 劔持潔

材料システム, 8, 89-100 (1989) 金沢工業大学材料システム研究所.

第 3 章

① Effect of Stress Ratio on Near-threshold Propagation of Delamination Fatigue Cracks in Unidirectional CFRP

Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R.

Composite Sci. Tech., 29, 273-292 (1987).

② Mode I Propagation of Delamination Fatigue Cracks Near Threshold in Unidirectional CFRP

Hojo, M., Gustafson, C.-G., Tanaka, K., and Hayashi, R.

Proc. First Swedish-Japanese Seminar on Composite Materials,

52-67 (1987) Swedish Plastics and Rubber Institute, Stockholm.

第 4 章

① Near-Threshold Propagation of Delamination Fatigue Cracks in Unidirectional CFRP in Air and in Water

Hojo, M., Gustafson, C.-G., Tanaka, K., and Hayashi, R.

Proc. Third Japan-U.S. Conf. Compos. Mat., 117-124 (1986).

② Effect of Water Environment on Propagation of Delamination Fatigue Cracks in CFRP

Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R.
Proc. Sixth Int. Conf. Compos. Mat. and Second European Conf.
Compos. Mat., 4, 222-231 (1987) Elsevier.

③ 水中でのCFRP積層板の層間はく離疲労き裂の伝ば挙動

北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., 林龍一
日本機械学会論文集, A編, 54-499, 455-460 (1988).

④ Propagation of Delamination Fatigue Cracks in CFRP in Water

Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R.
JSME Int. J., Series I, 32-2, 292-299 (1989).

⑤ Fracture Mechanics for Delamination Fatigue Crack Propagation of CFRP in Air and in Water

Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi, R.
"Interlaminar Fracture in Composites", Armanios, E. A., Ed.,
149-160 (1989) Trans Tech Publications.

第 5 章

① Near-Threshold Propagation of Delamination Fatigue Cracks in Graphite/PEEK Laminates

Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C.-G., and Hayashi
Proc. Seventh Int. Conf. Compos. Mat. (1989) in press.

② 一方向強化CF/PEEK積層板のモードⅠ層間はく離疲労き裂伝ば挙動

北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., Gradin, P. A., 剣持潔,
日本機械学会論文集, A編, 89-1001, 印刷中.

第 6 章

- ① CF/PEEK積層板のモードⅠ層間はく離疲労き裂伝ばに及ぼす水環境の影響

北條正樹, 田中啓介, Gustafson, C.-G., 林龍一

日本機械学会論文集, A編, 89-1002, 印刷中.

第 7 章

- ① A Nonlinear Analysis of the CLS Specimen

Gustafson, C.-G., Hojo, M., and Holm, D.

J. Composite Mat., 23, 146-162 (1989).

第 8 章

- ① Delamination Fatigue Crack Growth in Unidirectional Graphite/Epoxy Laminates

Gustafson, C.-G., and Hojo, M.

J. Reinf. Plast. Compos., 6, 36-52 (1987).

- ② CFRP積層板のモードⅠおよび混合モードにおける層間はく離疲労き裂伝ば挙動

北條正樹, Gustafson, C.-G., 田中啓介, 林龍一

材料, 36-402, 222-228 (1987).

謝 辞

本研究を遂行するにあたり、御指導を賜りました京都大学工学部 大谷隆一教授および田中啓介助教授に、心より感謝の意を表します。本研究の基礎となったのは京都大学工学部および大学院工学研究科在学中に得た両先生からの御指導であり、その後現在に至るまで、材料科学に対する高い御見識と温かいお人柄に導かれたことは、著者にとって無類の幸福とするものであります。

また、京都大学工学部 駒井謙治郎教授、三浦 精教授には、多くの有益な御助言と御教示を賜りました。ここに厚く御礼申し上げます。

本研究は、通産省工業技術院次世代制度およびスウェーデン政府との科学技術協力の一貫として、84年以来、著者が通商産業省工業技術院製品科学研究所およびスウェーデン・プラスチック・ゴム研究所（P G I）において行ったものであります。共同研究者として、本研究の道を開き、その後の展開に重要な示唆を与えた、P G I Claes-Göran Gustafson所長（現ノルウェー工科大学教授）に深く感謝いたします。また、製品科学研究所 伴 菊夫所長、牧 廣部長（現拓殖大学工学部教授）、林 龍一部長、剣持 潔課長には、多大な御協力と激励をいただきました。さらに、構造工学課をはじめ、製品科学研究所およびP G Iの多くの先輩に助言と協力をいただきました。ここに深く感謝いたします。

所外からも機械技術研究所 影山和郎主任研究官（現東京大学工学部助教授）、スウェーデン王立工科大学Jan Bäklund教授、東レ㈱ 松井醇一部長、I C I ジャパン㈱ 上村康二博士（現ダウ・ケミカル日本㈱）、大阪大学工学部 中井善一講師、京都大学工学部 北村隆行助手、京都大学大学院生 田中拓氏をはじめ、国内外の多くの先輩、友人、次世代制度の関係者の方々から助言と励ましをいただきました。深く感謝いたします。さらに、実験の遂行にあたり御協力をいただいたライオン㈱ 遠藤和俊氏、試験機システムおよび治具の製作、図面作成等に御協力をいただいた多くの方々に深く感謝いたします。

最後に、両親、妻および娘の日頃の協力と暖かい励ましに感謝いたします。

